

博 士 論 文

低合金高張力鋼の脆性き裂
伝播停止特性向上に関する研究

金沢大学大学院自然科学研究科

機械科学専攻

次世代鉄鋼総合科学講座

学 籍 番 号 1724032002

氏 名 白 幡 浩 幸

主任指導教員名 潮 田 浩 作

提 出 年 月 2018 年 1 月

目 次

第 1 章 序論

1.1 本研究の背景	1
1.1.1 厚鋼板の用途と要求特性	1
1.1.2 厚鋼板の製造技術	4
1.2 アレスト性制御に関する従来の研究と課題	12
1.2.1 アレスト性要求の背景と要求値	12
1.2.2 アレスト性の基本的概念	15
1.2.3 アレスト性の評価方法	17
1.2.4 アレスト性制御に関する従来知見と課題	20
1.3 本研究の目的と構成	28
第 1 章の参考文献	30

第 2 章 高張力鋼のアレスト性支配因子の検討

2.1 緒言	33
2.2 アレスト性におよぼす有効結晶粒径, Ni の影響	34
2.2.1 目的	34
2.2.2 実験方法	34
2.2.3 実験結果	38
2.2.4 考察	55
2.2.5 まとめ	67
2.3 アレスト性におよぼす二相域圧延の効果	68
2.3.1 目的	68
2.3.2 実験方法	69
2.3.3 実験結果および考察	72
2.3.4 まとめ	87

2.4	アレスト性におよぼす脆化相の影響	88
2.4.1	目的	88
2.4.2	実験方法	89
2.4.3	実験結果および考察	91
2.4.4	まとめ	99
2.5	結言	99
第2章の参考文献		100
第3章 高張力鋼のアレスト性を支配する有効結晶粒径の推定		
3.1	緒言	102
3.2	実験方法	103
3.3	結晶方位差を表す指標	107
3.4	実験結果および考察	111
3.4.1	破面単位の温度依存性	111
3.4.2	SEM 破面と EBSD 断面組織の対応調査による 脆性き裂伝播抵抗境界判定条件の検討	114
3.4.3	母材 EBSD データを用いた有効結晶粒径の算出	121
3.5	結言	126
第3章の参考文献		127
第4章 厚手高張力鋼のアレスト性決定機構と定式化の検討		
4.1	緒言	128
4.2	実験方法	128
4.3	実験結果および考察	132
4.3.1	厚手材のアレスト性影響因子と決定機構	132
4.3.2	アレスト性予測モデルの構築	149
4.4	結言	155
第4章の参考文献		156

第 5 章 厚手高張力鋼のアレスト性簡易評価法の検討	
5.1 緒言	157
5.2 実験方法	158
5.3 実験結果および考察	163
5.3.1 薄手材の各種シャルピー試験と ESSO 試験結果の対応	163
5.3.2 計装化シャルピー試験結果におよぼすノッチ形状の影響	168
5.3.3 厚手材評価へのシェブロンノッチシャルピーの適用検討	174
5.3.4 シェブロンノッチシャルピー特性の支配因子と厚手材のアレスト性 簡易評価方法	180
5.4 結言	185
第 5 章の参考文献	186
第 6 章 アレスト性に優れた厚手高張力鋼の開発	
6.1 緒言	187
6.2 開発コンセプト	187
6.3 開発鋼の特性	190
6.3.1 母材特性	190
6.3.2 溶接継手特性	197
6.4 結言	201
第 6 章の参考文献	202
第 7 章 総括	
7.1 本研究で得られた結論	203
7.2 本研究の総括と残された課題	205
謝辞	206

第 1 章 序論

1.1 本研究の背景

1.1.1 厚鋼板の用途と要求特性

本研究の対象とする低合金高張力鋼は，鉄鋼製品分類としては厚鋼板(厚板)に該当する．厚鋼板とは，一般的に板厚 6 mm 以上の熱間圧延鋼板であり，平均サイズは厚み 12～25 mm，幅 2000～2500 mm，長さ 6000～12000 mm 程度である．板厚の構成比率は，20 mm 以下が 70 %，20～40 mm が 20 %，40 mm 超が 10 %程度である．

用途は船舶，橋梁，建築物，建設・産業機械，タンク，海洋構造物，パイプライン，発電プラント等多岐にわたり，社会インフラそのものを構成する材料として広く使われている．これらの構造物のトラブルは，人命や地球環境に直接影響をおよぼすため，安全性・信頼性の確保は最重要事項である．

厚鋼板に要求される特性としては，第一に構造物を維持するための強度が挙げられる．実際に使用されている鋼材の強度は，普通鋼のような引張強度 (TS: Tensile strength) が 400 N/mm² 級のものから，特殊な用途に使われる 1000 N/mm² 級以上のものまでである．第二の特性として，使用される環境下での安全性を確保するために，靱性も要求される．第三に，厚鋼板は溶接した状態で使われるため，溶接部についても高い安全性・信頼性が要求される．具体的には，溶接欠陥や低温割れ等が発生しにくく施工が容易であること，および溶接継手としての強度，靱性，その他の使用性能を満足することが必要である．さらに，用途に応じて，疲労特性，耐破壊特性，高温強度，極低温靱性，耐食性など，様々な環境における耐久性が求められる．

本研究が関連する造船分野では、船級協会(日本では日本海事協会: NK)規格を満たす鋼板が使用される。Table 1-1¹⁾に船体用圧延鋼材の機械的性質に関するNK規格を示す。鋼材は軟鋼と高張力鋼(ハイテン)に大別され、高張力鋼は降伏点(*YP*: Yield point)、または耐力(*PS*: Proof stress)によって分類されている。さらに、それぞれが靱性レベルに応じてA~Fグレードに分けられ、高性能鋼ではシャルピー衝撃試験の温度が低く設定されている。船体用鋼板全体に占めるハイテンの適用比率は1970年代までは20%程度であったが、後述する加工熱処理(または熱加工制御)(*TMCP*: Thermo-Mechanical Control Process)技術の発展により1990年頃には70%程度まで急激に高まり、現在もその程度と見られている。ただし、ハイテンの中での高張力化は進展しており、2010年台からは*YP*が460 N/mm²級の鋼板(以下では造船分野における慣習にならいYP460等と表記)も適用されるようになってきた。

Table 1-1. Mechanical requirements of rolled steels for shipbuilding ¹⁾.

Grade	Tensile test			Impact test		
	Yield point or proof stress (N/mm ²)	Tensile strength (N/mm ²)	Elongation (%)	Testing temperature (°C)	Minimum mean absorbed energy (J)	
					L*	T*
KA	235 min.	400-520	22 min.	—	—	—
KB				0	27	20
KD				-20		
KE				-40		
KA32	315 min.	440-590	22 min.	0	31	22
KD32				-20		
KE32				-40		
KF32				-60		
KA36	355 min.	490-620	21 min.	0	34	24
KD36				-20		
KE36				-40		
KF36				-60		
KA40	390 min.	510-650	20 min.	0	39	26
KD40				-20		
KE40				-40		
KF40				-60		

* L (or T) denotes that the longitudinal axis of the test specimen is arranged parallel (or transverse) to the rolling direction.

1.1.2 厚鋼板の製造技術

強度，靱性，溶接特性の3つの特性を満たす厚鋼板を製造するためには，適切な化学成分設計と製造方法の組み合わせが必要である．厚鋼板は要求特性に応じて圧延まま，焼ならし，TMCP，焼入れ・焼戻し等によって製造されるが，本節では特にTMCPに焦点を当て，金属組織制御の観点から，成分設計と製造プロセスについて述べる．

製鋼段階では，不純物としてのP, Sやガス成分として含有されるH, O, N等を適正レベルまで除去すると同時に，要求特性に応じて様々な合金元素を添加して，その後の製造工程で金属組織と材質をつくり込むための環境を整える．高張力鋼では，C, Si, Mnに加えて，Cu, Ni, Cr, Moなどの合金元素や，Nb, Ti, V, Bなどの微量元素（マイクロアロイ）を添加する．後者は通常0.1 mass%以下の添加により，鋼中で微細な析出物を形成し，加熱・圧延・冷却の各工程において組織制御に活用される．

厚鋼板の中で軟鋼の大部分，およびTSが500 N/mm²級の高張力鋼の一部が圧延まま（AR: As Roll）で製造される．これは，スラブを再加熱して所定のサイズに圧延した後放冷するプロセスであり，製造上の制約が少なく，生産性が高い．基本的に組織制御を意図したプロセスではないため，高強度化のためには合金元素を添加するしかなく，金属組織は比較的粗大なフェライト（ α ）とパーライトから構成される．

高張力鋼の製造方法としてTMCPが普及する以前は，焼ならし熱処理（N: Normalizing）により製造されることが多かった．これは， A_{c3} 変態温度直上に加熱して微細なオーステナイト（ γ ）組織としてから，空冷過程で均一かつ微細な α 粒組織を得るプロセスである．この方法も合金添加と空冷時の α 変態を活用するため細粒化には限度があり，大幅な特性向上は困難である．

従来の製造方法と比べて，金属組織の制御範囲を大きく広げ，結晶粒の顕著な微細化を可能とした技術がTMCPである．そのキーテクノロジーは，“適切な温度・圧下量の圧延によって γ 中に変態の核生成サイトを大量に導入した後，適切な条件で冷却することにより金属組織を微細化する”ことである．前段の圧延工程を制御圧延（CR: Controlled Rolling），後段の冷却工程を加速冷却（または制御冷却）（ACC:

Accelerated Cooling) という。Fig. 1-1²⁾に厚鋼板製造プロセスの全体観と各工程で生じる冶金現象，マイクロ組織の例を示す。

最初のステップである加熱工程では，変形抵抗を下げて圧延しやすくするほか，凝固組織をなくして均一な γ 組織とし，圧延以降の工程で活用する Nb, V 等のマイクロアロイを γ 中に固溶させるために 1000~1250℃程度に加熱する。このとき γ 粒径が小さいほど最終的な組織微細化に有利であるため，加熱温度をできるだけ低くする，あるいは，TiN によるピン止め効果を利用して γ 粒の粗大化を抑制する対策が取られることが多い。Ti 無添加の鋼では 200~500 μm の γ 粒となるが，Ti および Nb を適量添加すると 50 μm 程度まで細粒化できる。

次の圧延工程は，①再結晶 γ 域，②未再結晶 γ 域，③ γ/α 二相域という，3つの温度域での圧延に分類できる。AR プロセスにおける圧延は，通常①の温度域で終了するが，CR では概ね②の温度域，場合によっては③の温度域まで圧延温度を下げて実施される。3つの温度域での圧延の特徴は，以下のように要約される。

①は圧延のパス間で γ が容易に再結晶を起こす温度域である。この温度域での圧延の目的は，再結晶の繰り返しにより γ 粒を微細化することである。しかし，到達しうる γ 粒径には限界があり，通常は 30 μm 程度である。

②は圧延パス間では再結晶が十分進行しない温度域であり，この温度域での圧延により， γ 粒が扁平化するとともに γ 粒内に転位や変形帯などの加工組織が導入され，いわゆる加工硬化状態となる。この状態の達成こそが CR の冶金的な意義であり，その後の冷却過程において γ 粒界や粒内の不均一加工組織から微細な α 粒の生成が促進され，大幅に組織が微細化されることになる。①と②の境界の温度は，特に Nb 量に大きく依存し，Nb 無添加では 800℃くらいであるのに対し，0.05 mass% 程度 Nb を含む場合には 900℃を超える。そのため CR の温度待ち時間が短縮され，生産性が向上する。このとき Nb は微細な炭窒化物を形成し，再結晶粒の粒界移動を妨げることで，再結晶の進行を抑制する役割を果たす。

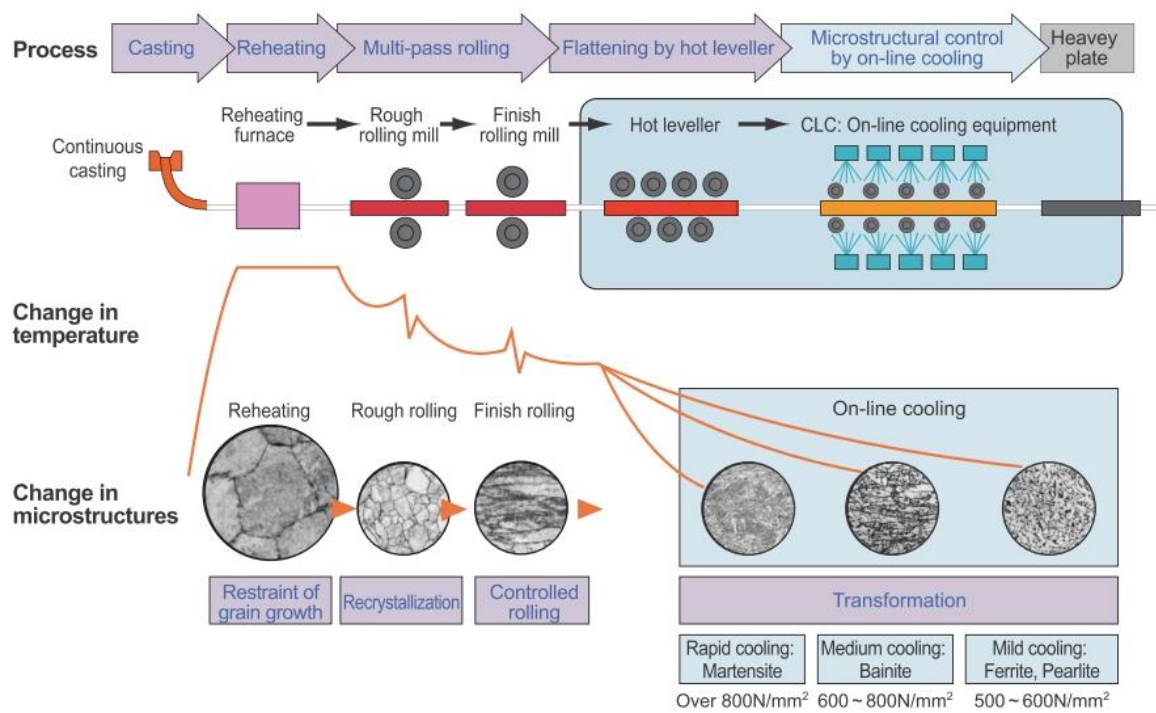


Fig. 1-1. Schematic illustration and microstructural evolution during TMCP ²⁾.

③は Ar_3 以下で α が生成してくる温度域である。ここでの圧延は、未変態の γ にさらに加工ひずみを蓄積させるとともに、変態により生じた α に亜粒界を導入し、最終的な組織をさらに微細化させる。ただし、圧延温度が低すぎると、 α の加工硬化により靱性が低下し始め、生産性低下や圧延負荷増大といった問題も生じる。

圧延に引き続き行われる冷却工程も、TMCP の中で重要な役割を果たす。この工程は空冷の場合もあるが、多くは ACC が行われ、適切な冷却速度で適切な温度まで水冷される。冷却速度が大きくなると、変態の駆動力が高まることで、 Ar_3 点よりも低い温度域において多数の α 粒が発生し、顕著な微細組織が得られる。 α 粒径としては、従来の N 法では $10\ \mu\text{m}$ 程度が限界であったが、水冷型 TMCP 適用により $5\ \mu\text{m}$ 程度にまで細粒化が可能となった。Fig. 1-2³⁾に圧延および冷却工程における金属組織の変化を示す。前述の温度域①が Fig. 1-2 中の I および II，②が III，③が IV の領域にそれぞれ対応する。

TMCP による最大のメリットは金属組織制御によって母材強度・靱性を飛躍的に向上させるとともに、Fig. 1-3²⁾に示すように AR や N で製造する場合よりも合金添加量 (C_{eq}) を減らせることである。その結果、溶接性が顕著に向上し、構造物の施工能率向上や安全性・信頼性の確保に大きく貢献している。

TS が $600\ \text{N/mm}^2$ 級以上の高張力鋼は、一般に焼入れ・焼戻し (QT: Quench-and-Tempering) 処理によって製造される。このような鋼材を調質鋼と呼び、それ以外の鋼材を非調質鋼と呼ぶ場合がある。焼入れは通常 ACC よりも大きな冷却速度で低温域まで冷却する。これはベイナイトやマルテンサイト等の低温変態相を生成させて、強度を高めることを目的としている。焼戻しは Ac_1 変態点以下の温度域に加熱する処理のことで、過剰に導入された転位を減少させて靱性を回復させ、ある場合には Mo, V 等の合金炭化物を析出させて強度を高めることを目的に行われる。

焼入れ処理には、古くから行われていた再加熱焼入れ (RQ: Reheat Quenching)、圧延後そのまま焼入れする直接焼入れ (DQ: Direct Quenching) がある。後者については CR と組み合わせることもあって、TMCP に含めることが多い。

これら代表的なプロセスの加工熱履歴を Fig. 1-4 に示す。Fig. 1-5⁴⁾には AR, N, TMCP (CR, CR-ACC), QT で製造した鋼のマイクロ組織の例を示す。

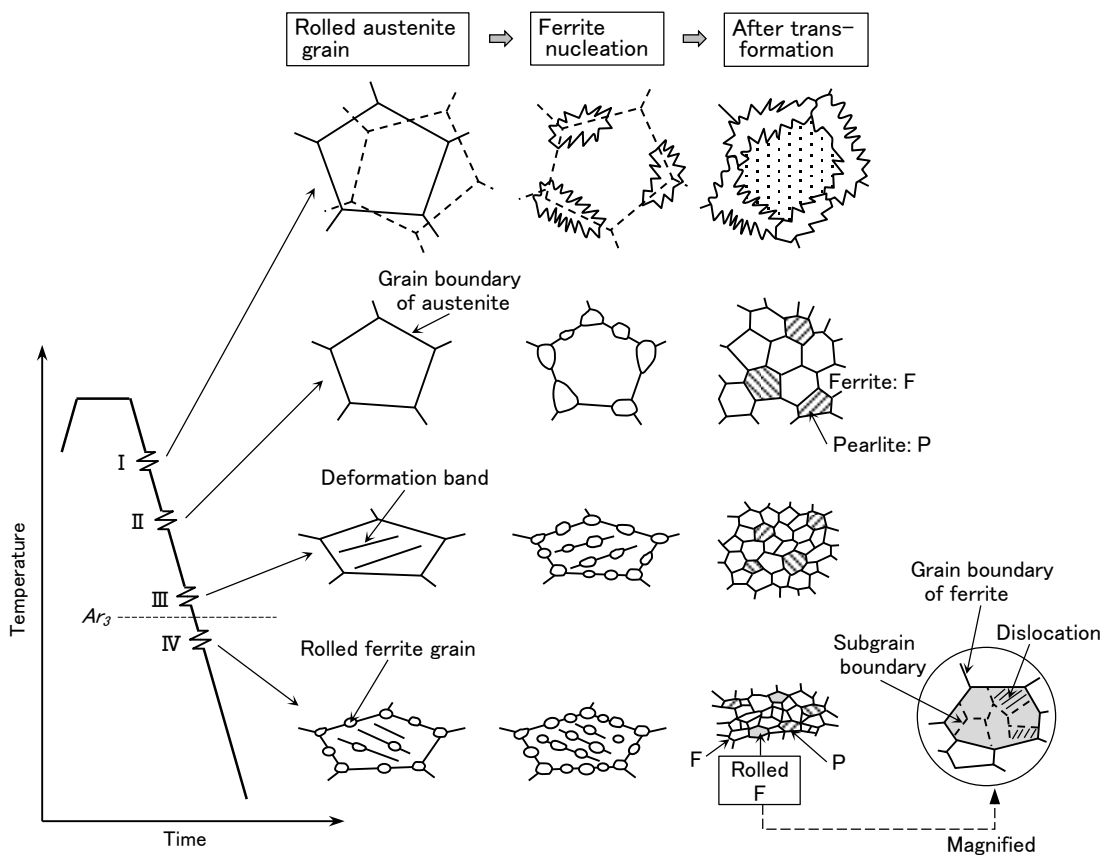


Fig. 1-2. Schematic illustration of $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in TMCP³⁾.

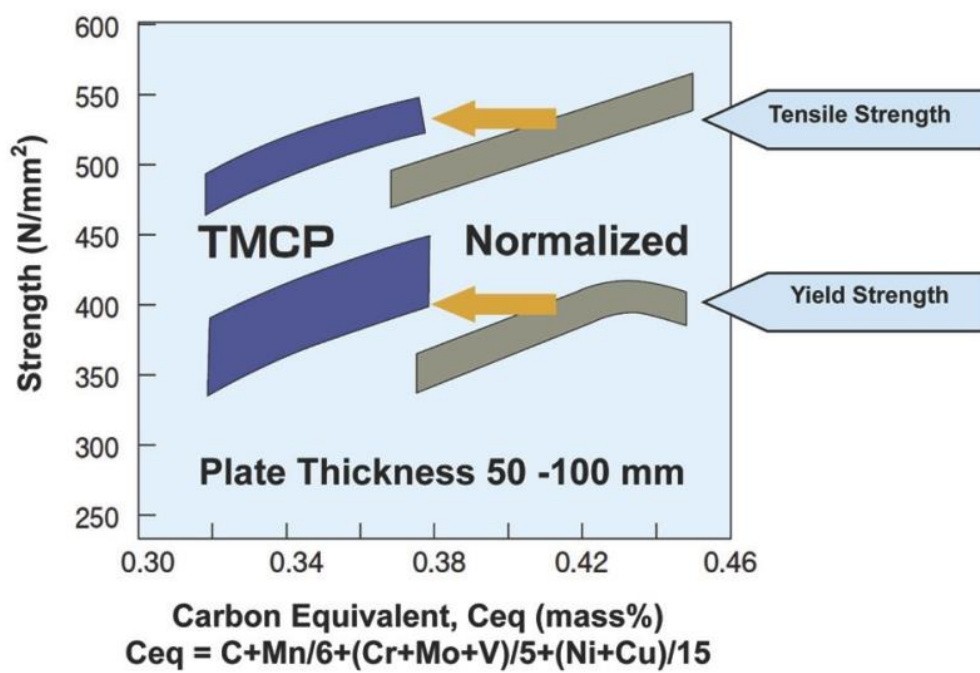


Fig. 1-3. Comparison of carbon equivalent (C_{eq}) in HT50 steels manufactured by TMCP and normalizing process²⁾.

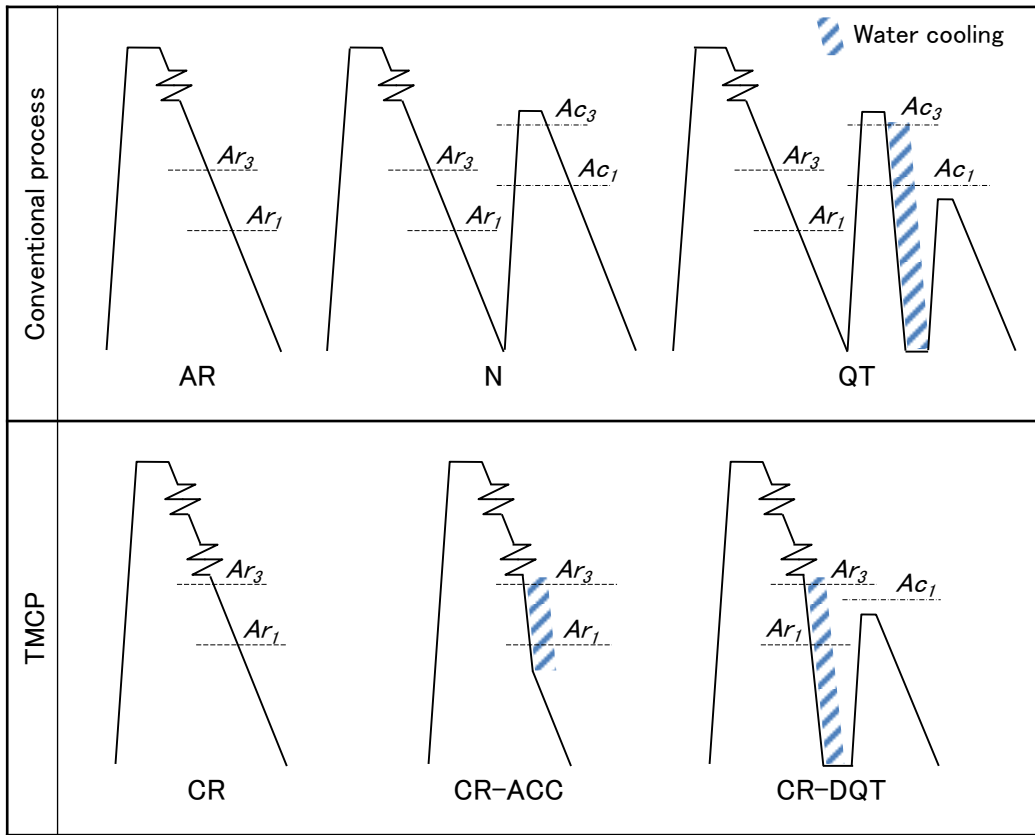


Fig. 1-4. Schematic illustration of manufacturing processes of steel plates.

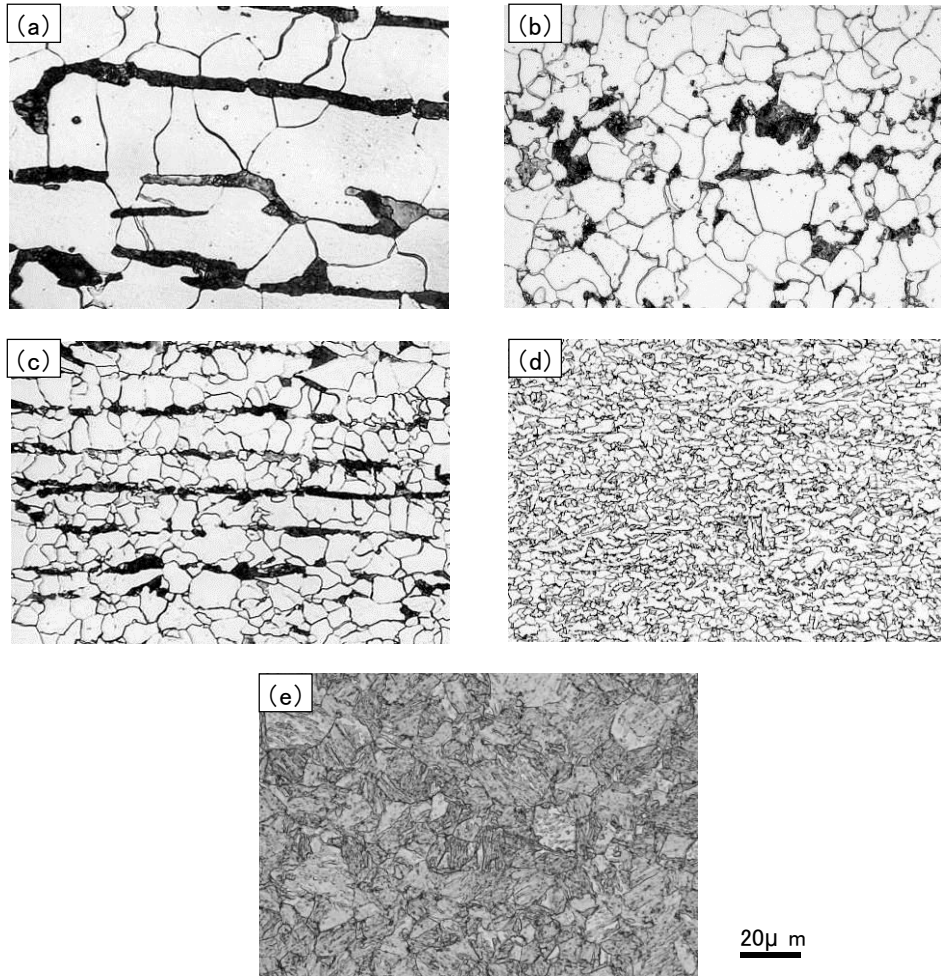


Fig. 1-5. Typical microstructures of steels manufactured by (a) as roll, (b) normalizing, (c) controlled rolling, (d) controlled rolling and accelerated cooling and (e) quench-and-tempering processes⁴⁾.

1.2 アレスト性制御に関する従来の研究と課題

1.2.1 アレスト性要求の背景と要求値

近年、市場の国際化が進み、世界的規模で海上輸送量が増大し続ける中で、環境負荷の低減、輸送コストの低減を目的として、船舶の大型化、高性能化のニーズが高まっている。特にコンテナ専用運搬船(コンテナ船)の大型化の傾向は顕著であり⁵⁾、現状では積載個数が 14,000~20,000 TEU (Twenty-foot Equivalent Unit ; 20 フィートコンテナ換算個数)のコンテナ船が実用化されている。

コンテナ船は、コンテナを積載するために上甲板に大きな開口部を有しており、その上縁部(ハッチサイドコーミング)には、船体形状を維持するため、高強度の厚手鋼板が使用される。Fig. 1-6 にコンテナ船上縁部の構造、および、高張力化による板厚低減効果の例を示す。厚手鋼板の使用においては、耐脆性破壊特性低下による安全性の低下、船体重量の増加、溶接作業負荷の増大等に対する十分な配慮が必要である。

脆性破壊に対する安全性に関しては、脆性き裂の発生防止とともに、万一き裂が発生した場合の伝播防止が非常に重要であるとの指摘がなされている⁵⁾。脆性き裂伝播挙動については、これまで造船研究協会 SR 委員会等において系統的な検討が行われてきた^{6,7)}。それらの検討結果から、板厚 40 mm 以下の鋼板では溶接部で脆性き裂が発生したとしても、溶接残留応力等の影響により、き裂は母材側に逸れるため、母材の脆性き裂伝播停止特性(以下、アレスト性、またはアレスト靱性と表記) Kca として 4000~6000 N/mm^{1.5} を確保することにより溶接継手としての安全性を担保できると考えられてきた。しかしながら、 YP が 390 N/mm² 級以上、板厚 65 mm 以上の鋼板を用いた検討では、通常の造船 E グレードのシャルピー衝撃特性を満たす鋼材であっても長大き裂を停止させるのは困難であることが明らかにされた⁸⁾。

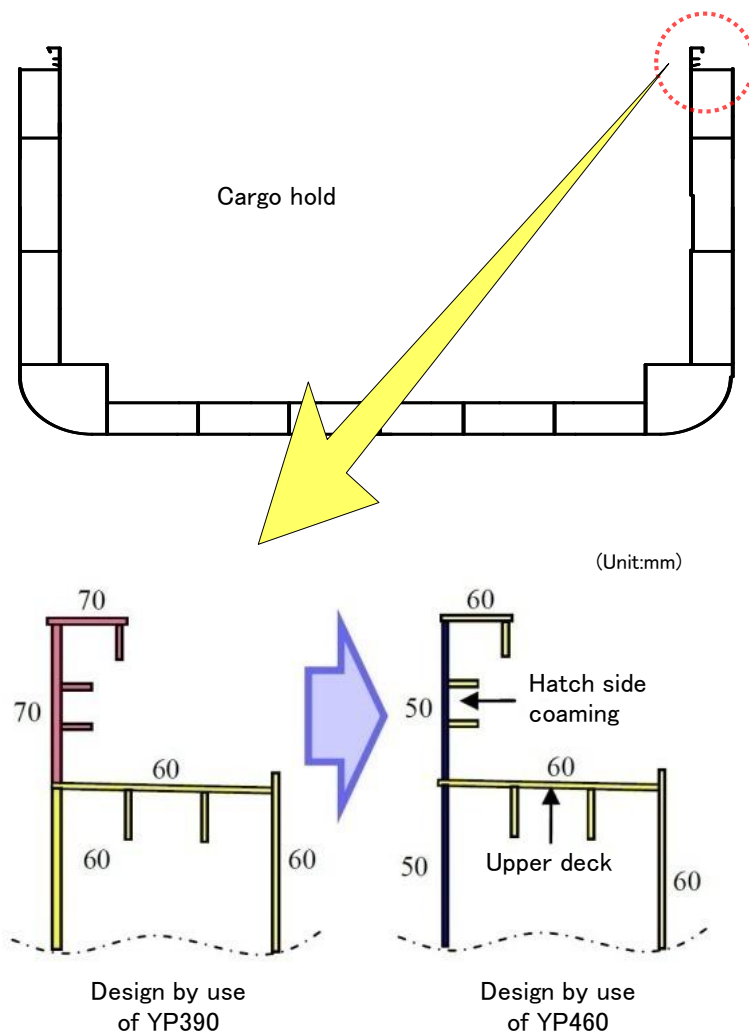


Fig. 1-6. An example of strength deck construction of a large container ship and thinning effect by exploiting $YP\ 460\ N/mm^2$ class steel.

この研究をきっかけに、日本国内では産学が連携して大型アレスト試験に関する共同研究が始まった。これは、NK 主導で国内鉄鋼会社と造船会社を組織して実施されたものである。その研究成果をもとに、板厚 75 mm 以下の鋼板では、船体設計温度-10 °Cにおける K_{ca} が $6000 \text{ N/mm}^{1.5}$ あれば脆性き裂をアレストさせることができるとの指針が示され⁹⁾、NK ではアレスト性保証規格が制定された¹⁾。さらに、この規格は国際船級協会連合 (IACS: International Association of Classification Societies) の統一規則 (UR: Unified Requirements) にも反映されたため¹⁰⁾、アレスト性の重要性が世界的に認知され、今後アレスト鋼の需要が増加することが予想される。

1.2.2 アレスト性の基本的概念

破壊力学では、き裂先端近傍における応力、ひずみ状態を表すパラメータ（例えば、応力拡大係数： K ）を考え、これが材料に固有の限界値（ K_c ）に達したときに破壊が発生するものとする。この限界値を破壊靱性とよぶ。脆性き裂の伝播停止についても同様に扱うことができ、伝播停止の破壊靱性を K_{ca} とすると、 $K=K_{ca}$ が伝播停止条件となる。き裂伝播中の先端のひずみ速度は非常に高い。一般にひずみ速度が高くなると破壊靱性は低下し、遷移温度は高温側にシフトする。そうすると、伝播停止の破壊靱性 K_{ca} は、ひずみ速度が高い場合のき裂発生時の破壊靱性に相当するとも考えることもできる。したがって、へき開破壊では $K_c \gg K_{ca}$ である。普通の条件では一旦発生したへき開き裂は停止しにくいいため、 K_{ca} を測定するには試験条件に工夫が必要である。Fig. 1-7に示すように、(a) 一定温度のDCB (Double Cantilever Beam) 試験やCCA (Compact Crack Arrest) 試験(き裂伝播とともに K 減少、 K_{ca} 一定)、あるいは、(b) 温度勾配型の広幅引張試験(K は増加するが、温度上昇のため K 以上に K_{ca} 増加)を行う必要がある¹¹⁾。

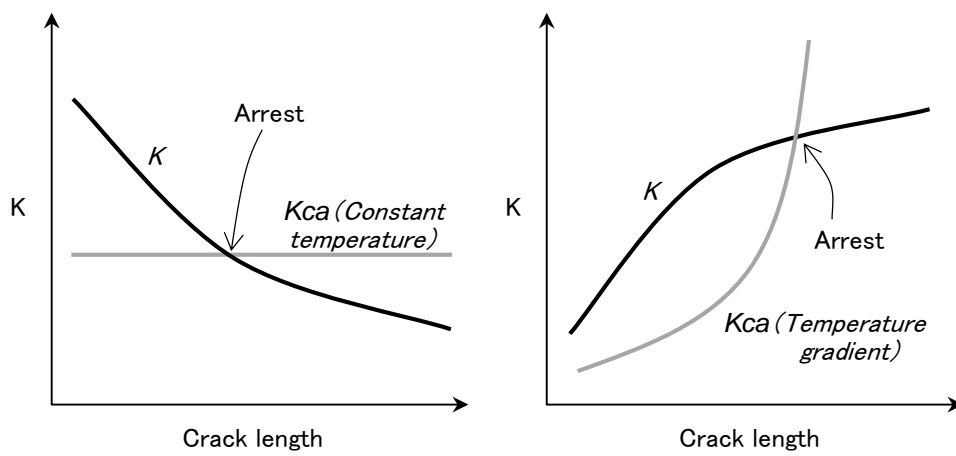


Fig. 1-7. Measuring concepts of arrest toughness by (a) constant temperature type and (b) temperature gradient type test ¹¹⁾.

1.2.3 アレスト性の評価方法

鋼材のアレスト特性を評価する方法としては、温度勾配型 ESSO や二重引張試験のように Kca を求める方法と、DWTT (Drop Weight Tear Test), 落重試験のような遷移温度アプローチに基づく方法に大別される。

前者の代表的な方法が温度勾配型 ESSO 試験である。試験の概要を Fig. 1-8 に示す。幅 500 mm の試験片に温度勾配を付け、応力を負荷した状態で低温部に楔を衝撃的に打ち込んで脆性き裂を発生させ、試験板内で停止させる。そのときの応力 σ とき裂長さ a から有限幅の影響を考慮した Tangent 公式を用いて Kca を算出し、アレニウス型のプロットで整理してアレスト性を評価する。ESSO 試験は日本溶接協会 (JWES) の鋼種認定試験法として採用され¹²⁾、広く適用されてきたが、長らく規格化はされてこなかった。しかし、近年の極厚鋼板アレスト問題に関する社会的動向を踏まえ、JWES アレスト委員会において、アレスト性におよぼす試験装置、試験片形状、温度分布、打撃等の影響が詳細に調査され、規格化がなされた¹³⁾。一方、二重引張試験は、試験部に脆性き裂を突入させるための補助引張部を有する試験片を用いる試験であり、上記規格¹³⁾の附属書として試験片形状例、温度条件、補助引張方法が記載されている。

ESSO 試験や二重引張試験を行うためには 1000 ton クラス以上の大型引張試験機が必要であり、また、多大な試験コストや工期を要するため、鋼板の大量生産時の品質保証試験には適さない。そこで、これらに代わる各種の簡易小型試験が提案され、大型試験による Kca との対応関係について検討されてきた。例えば、前述した CCA 試験は、一定温度のもとで剛性の高い楔負荷を行うことによりき裂を発生させ、変位一定でき裂を進展させる試験であり、ASTM で規格化されている¹⁴⁾。別の評価方法として、NRL 落重試験 (米国 Naval Research Laboratory にて開発)¹⁵⁾、DWTT 試験¹⁶⁾、テーパ型 DCB 試験¹⁷⁾等が挙げられ、ESSO 試験との対応が検討されている。

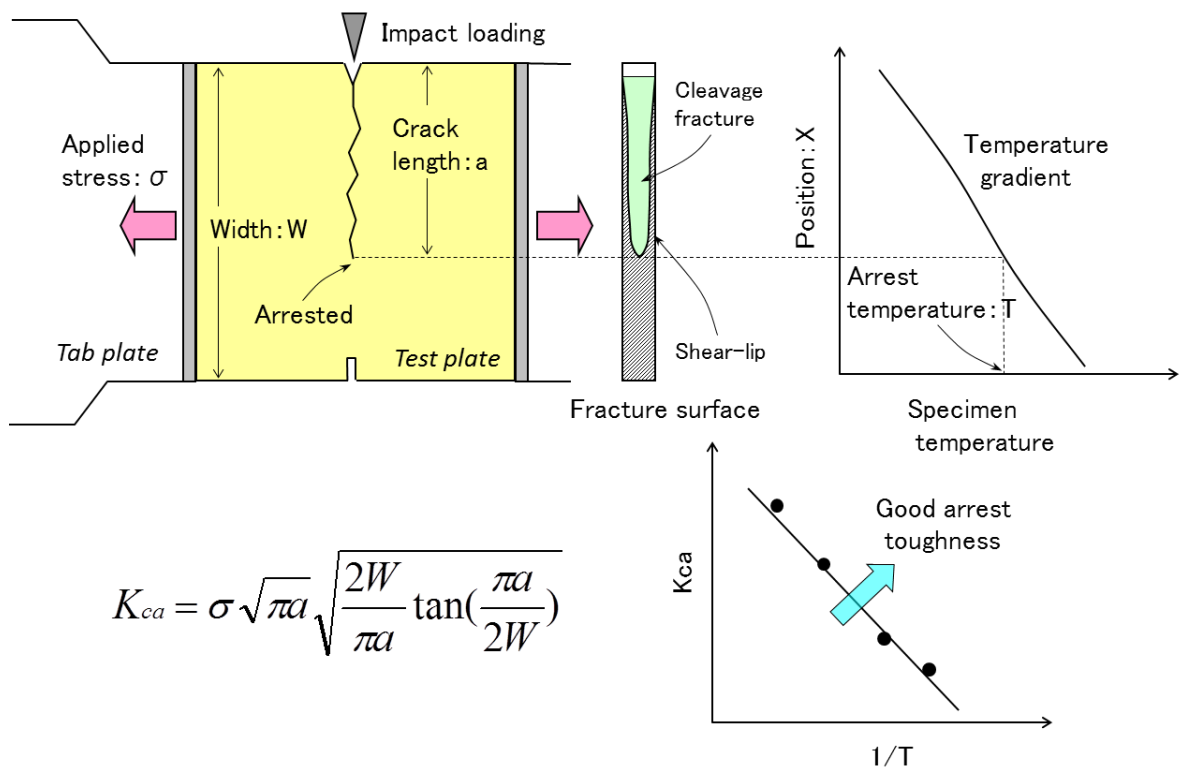


Fig. 1-8. Schematic illustration of temperature gradient ESSO test procedure.

さらに小型の評価試験として、シャルピーサイズの試験片を用いた検討も従来から数多く行われてきた。一般的に行われる 2mmV ノッチシャルピー試験は、主に脆性き裂の発生特性を評価する方法とされる¹⁸⁾。そこで、アレスト性を評価するため、脆性き裂を発生させやすくする種々の工夫がなされ、一定の効果があることが確認された。例えば、プレスノッチ¹⁹⁾、疲労ノッチ、電子ビーム加熱と機械ノッチまたは疲労ノッチの組み合わせ²⁰⁾等である。さらに著者らは、V ノッチの底を山形にすることで応力集中を高め、脆性き裂をより発生させやすくしたシェブロンノッチシャルピー試験を提案した²¹⁾。この方法で求めた遷移温度は、ESSO 試験による K_{ca} との相関が良好であることが確認されている。詳細は第 5 章に示す。

1.2.4 アレスト性制御に関する従来知見と課題

アレスト特性に影響をおよぼす金属学的因子としては、マトリクス韌性、結晶粒径、集合組織等が挙げられる。一方、力学的因子としては板厚効果、残留応力等が挙げられるが、ここでは詳細は言及しない。

アレスト性支配因子に関する研究はさほど多くない。これは、**ESSO**試験に代表されるように、一般に評価試験が容易ではないこと、素材を多量に必要とすること等が原因と考えられる。以下では、各因子の影響について従来知見を簡単に紹介する。

マトリクス韌性を向上させる合金元素としてはNiがよく知られている。従来知見はNiを単純に添加したものが大半であり、組織変化の影響を分離してNi自体の影響を明確に示した例は少ない。例えば、Hasebeら¹⁷⁾は、0～5%のNiを添加した低C-Mn鋼を用いてテーパ形DCB試験を行い、Fig. 1-9に示すように、Ni量の増加とともにアレスト性が向上することを報告した。Niの効果としては、①低温域での降伏強度の上昇抑制^{22,23)}、②き裂周辺のひずみ緩和等によるへき開破壊応力上昇²⁴⁾、という2つの機構が提唱されている。これらは本質的にはすべり変形の助長、すなわち転位の易動度増加に起因すると考えられ、最近の研究で実験的に検証された。Maenoら²⁵⁾は、Ni添加量の異なる極低C鋼を用いて種々の温度で引張試験、ひずみ速度急変試験を行い、Fig. 1-10に示すように、活性化体積と有効応力の積を0 Kに外挿して得られる転位移動の活性化エネルギーが、Ni添加により低下することを報告した。アレスト性についても、転位の易動度増加が影響していると推測されるが、その点についての言及はない。

Ni以外で韌性を向上させる合金元素としてはCu, Mn, Moが報告されている²⁶⁻²⁸⁾。Cuについては、低温域での変形双晶生成が抑制されるために延性-脆性遷移温度が低温化する²⁶⁾とされるが、アレスト性が向上するという報告はない。一方、Mnの効果²⁷⁾は極低C化により消失することから粒界炭化物の微細化によるものと考えられる²⁹⁾。Moは炭化物を形成しやすく、Cが存在する状態では固溶軟化による韌性向上効果は期待しにくい²⁸⁾。

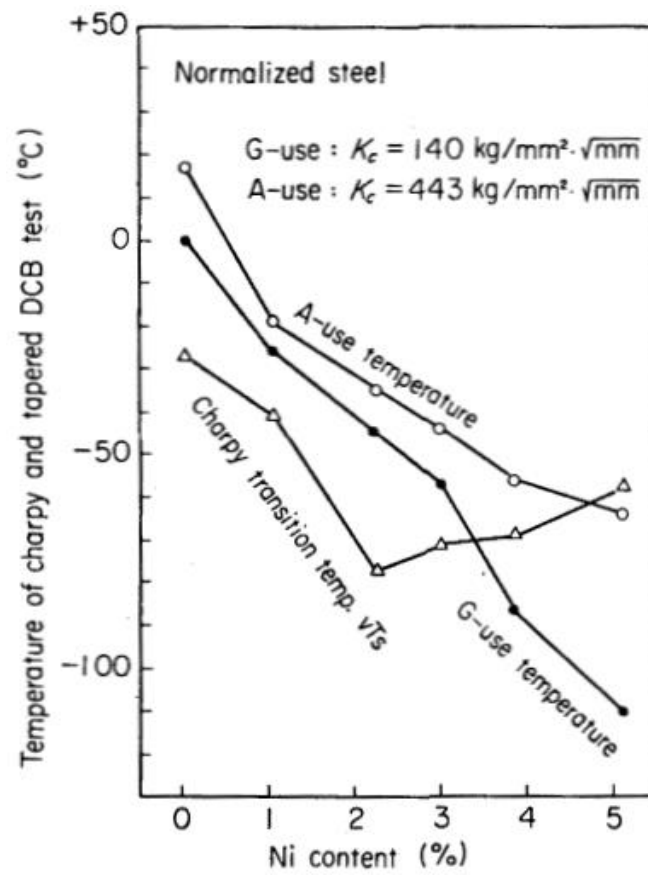


Fig. 1-9. Effect of Ni content on Charpy impact and brittle crack propagation arrest characteristics in normalized steel plates¹⁷⁾.

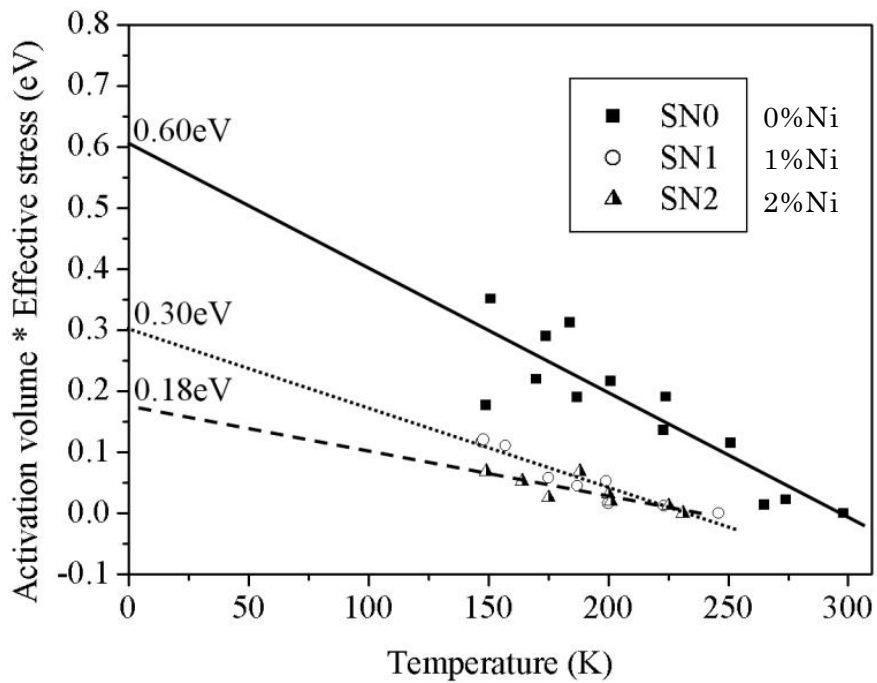


Fig. 1-10. The temperature dependence of activation volume \times effective stress.

The kink-pair nucleation energy at 0 K decreases with increasing Ni content²⁵⁾.

結晶粒径の微細化がアレスト性を向上させることも、従来からよく知られている。例えば、Ohmoriら²²⁾は、Ni添加量と結晶粒径が異なる α +パーライト鋼を用いてテーパ形DCB試験を行い、アレスト性と粒径との関係を整理した。その結果、Fig. 1-11に示すように、 α 粒径や破面単位の $-1/2$ 乗とアレスト性との間に直線関係が認められ、粒径が小さいほどアレスト性が向上することが報告されている。これは、結晶粒微細化にともない破面の単位面積当たりのティアリッジ合計長さが増加し、破面形成エネルギーが増加するためと解釈される³⁰⁾。細粒化の手段としては、低温加熱、強CR、強水冷が効果的とされる。

上記のような α +パーライト組織鋼の場合には α 粒径の影響が実験的には明確である。ベイナイトやマルテンサイトが混在する組織の場合であっても同様の関係が成立すると考えられるが、 α 粒径に相当する組織単位を光学顕微鏡組織から求めることは困難である。そこで、こうした結晶学的に複雑な組織において、脆性破壊挙動を支配する組織単位として、“有効結晶粒径”の概念が提唱された³¹⁾。有効結晶粒径は前述の破面単位と同義と考えられ、 α +パーライト鋼の場合の有効結晶粒は、へき開面である $\{100\}$ 面を微小な角度で共有する4個程度の隣接粒からなるとの報告^{32,33)}がある。上部ベイナイト鋼のへき開面は $\{100\}$ であり、下部ベイナイト鋼では $\{110\}$ のラス境界割れが混入するが、 $\{100\}$ へき開割れが支配的であること、これらの破面単位 $-1/2$ 乗と破面遷移温度との間に直線関係があることが示されている³¹⁾。しかし、破面単位と組織との詳細な対応は明確にされていない。また、上記はいずれも脆性き裂発生特性に関する知見であり、アレスト性に着目した研究は見当たらない。

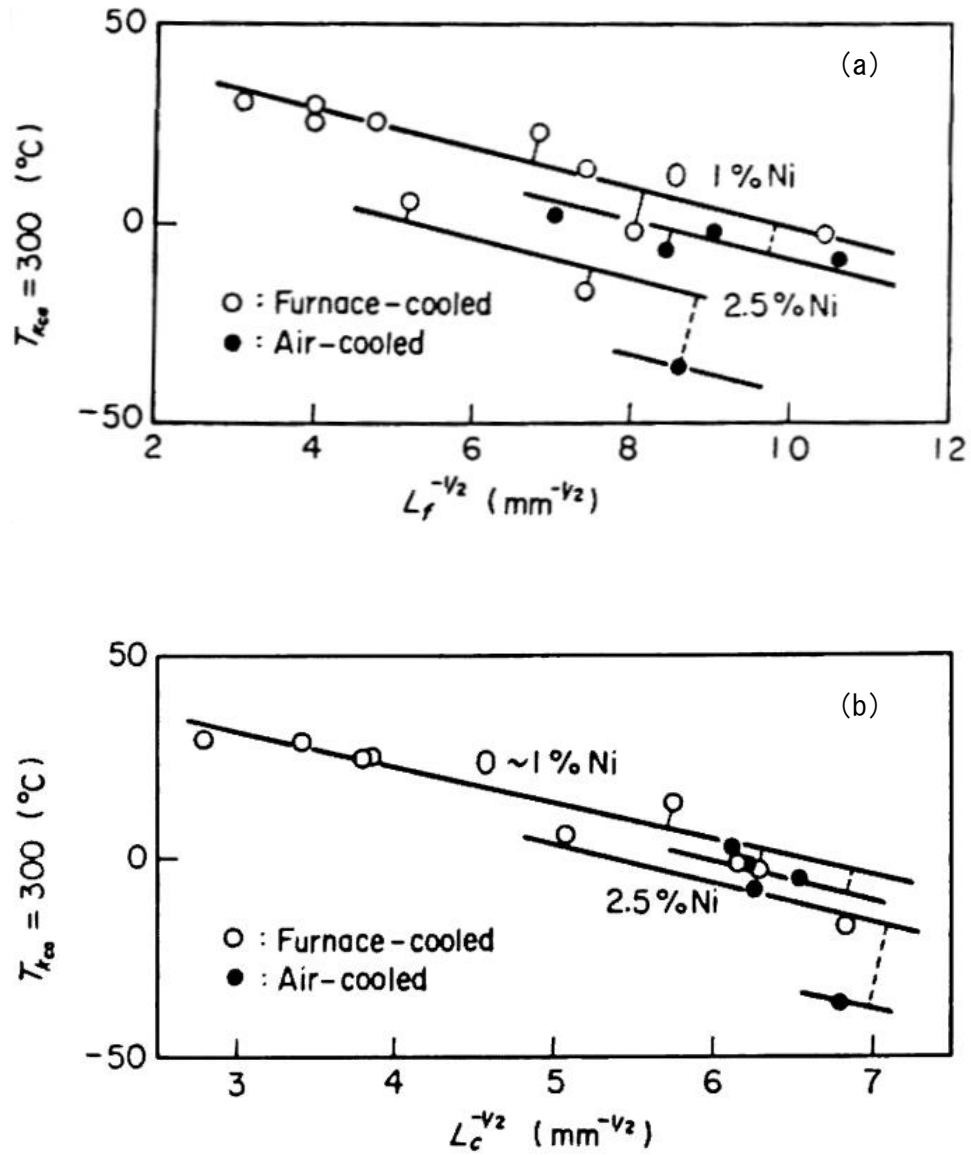


Fig. 1-11. Relationship between grain size and crack arrest temperature with $K_{ca}=300$ kgf/mm^{1.5}; (a) Ferrite grain size (L_f), (b) Unit crack path (L_c)²².

集合組織が発達した鋼では、靱性の異方性が強く、き裂伝播経路が鋸歯状となったり、セパレーションが生じたりする。集合組織から靱性の異方性や伝播経路を予測する試みはいくつか行われている³⁴⁻³⁶⁾が、アレスト性におよぼす影響については最近報告³⁷⁻³⁹⁾されるようになってきた。例えばHandaら³⁷⁾は、板厚、集合組織レベルの異なる種々の鋼板を用いてESSO試験を行い、シャルピー破面遷移温度($vTrs$)との相関を調査した。その結果、Fig. 1-12に示すように、(211)面集積度とアレスト性とは相関があり、 $vTrs$ と集合組織を組み合わせたパラメータによりアレスト性が整理できることを報告した。ただし、これら一連の研究により集合組織の影響が定量的に明らかにされたとはいえない。

アレスト性におよぼす脆化相の影響については報告例が見当たらず、以前から脆性破壊の発生特性におよぼす影響と比べれば小さいと考えられていた。これは、脆化相からのマイクロき裂発生、 α 地への伝播といったプロセスが、き裂の高速伝播には必要ないと考えれば理解できる。ところが、本研究では脆化相がアレスト性に影響をおよぼすことを見出した。この詳細は第2章で述べる。Fig. 1-13には、アレスト性に影響をおよぼす主要な因子とその制御手段を示す。

以上のように、Ni添加と有効結晶粒微細化がアレスト性に寄与することは実験事実として確認されているが、その影響を分離・定量化する試みはなされていない。また、高張力鋼においては有効結晶粒径を定量化する手段も確立されていない。さらに、CRは細粒化とともに集合組織を発達させることも、アレスト性の統一的な理解を困難にしている。したがって、厚手高張力アレスト鋼の製造指針を構築し、鋼材開発につなげるためには、上記因子の影響を丹念に調査し、その効果を定量的に把握する必要がある。粒径と集合組織の影響分離のように、実験的検証が難しい部分については、これらの因子を考慮したマイクロモデル⁴⁰⁻⁴³⁾の観点からのアプローチが有効と考えられる。

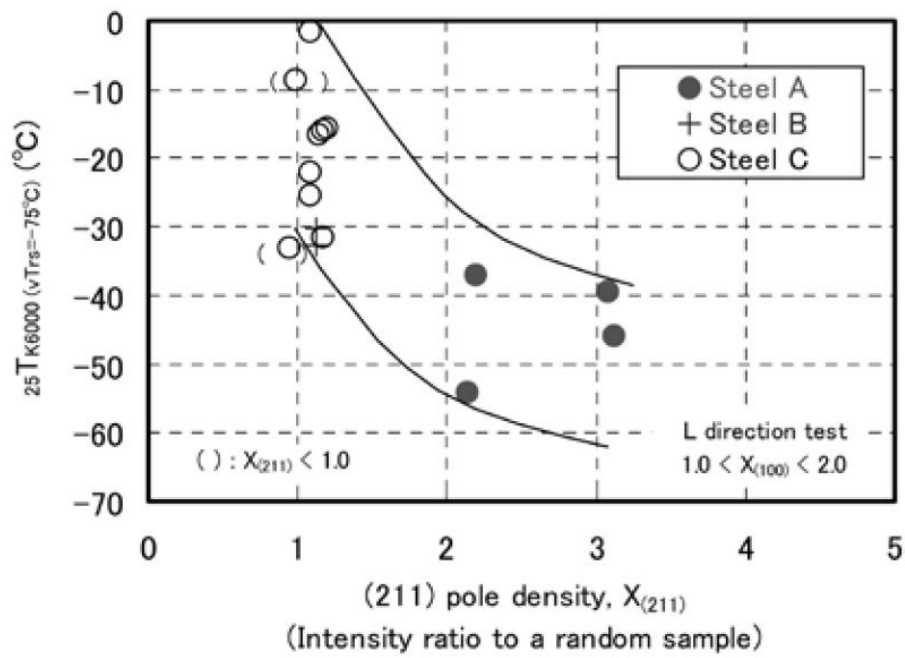


Fig. 1-12. Relationship between ${}_{25}T_{K6000}(vTrs=-75^{\circ}C)$ and (211) pole density³⁷.

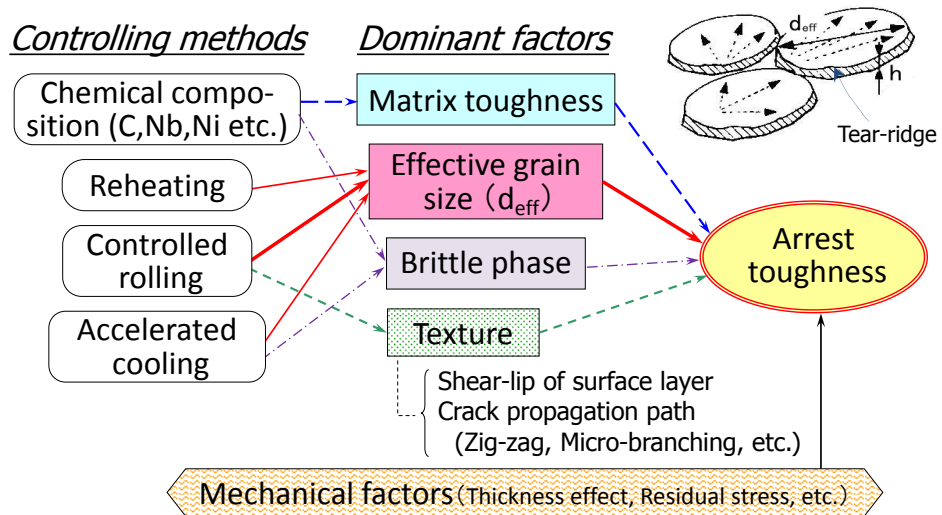


Fig. 1-13. Dominant factors affecting arrest toughness and their controlling methods.

1.3 本研究の目的と構成

前述したようにアレスト性におよぼす金属学的因子としては、 α + パーライト組織の場合には Ni と α 粒径が重要とされているが、ベイナイト組織が主体となる高張力鋼での検討例はほとんど見られない。また、Ni 添加も、細粒化の常套手段である CR 強化も、現下の低コスト・高生産性の要求に逆行する手段であるため、最小限に留めることが望ましい。そのため、鋼材開発に当たっては必要 Ni 量と CR 条件の最適化指針が求められるが、Ni と結晶粒径の定量的な影響度については明らかにされていなかった。さらに、厚手材ゆえに生じる板厚方向の組織分布、集合組織分布が事情をより複雑にしている。

本研究は以上の背景を踏まえ、コンテナ船用厚手高張力アレスト鋼を開発し、工業生産・出荷できる体制を構築することを最終的な目的として行ったものである。その第 1 ステップとして、アレスト性支配因子に関する基礎的検討を行い、アレスト鋼の成分設計、製造指針の確立を図った。この知見をベースに厚手アレスト鋼の開発を進めた。また、アレスト鋼を出荷する際のネック工程である ESSO 試験の省略を目的に、小型のアレスト性簡易評価試験方法について検討を行った。

本研究における各章の概要について以下に示す。

第 1 章では、まず本研究の対象とする厚鋼板の概要、用途、製造プロセス、造船用鋼の種類について述べた。さらに造船分野におけるアレスト性要求の背景、要求値、評価方法、アレスト性制御に関する従来研究と課題について整理した。そのうえで本研究の目的、本論文の構成について記述した。

第 2 章では、アレスト性支配因子の明確化を目的に、YP390、YP460 鋼を対象として、種々のラボ溶解インゴット、または実機スラブを用いて、ラボ圧延により板厚 25 mm の厚鋼板を製造し、小型 ESSO 試験により評価したアレスト性と各因子の関係を詳細に調査した。その結果、有効結晶粒径と Ni の影響を定量的に把握するとともに、集合組織、脆化相もアレスト性に影響することを見出した。

第3章では、高張力鋼の有効結晶粒径がどのような組織単位に相当するかを明らかにするために、ESSO試験片の破面と断面組織の対応を調査した。その結果を踏まえて、脆性き裂伝播抵抗を表す新たな指標を提案し、有効結晶粒径を推定する方法を示した。

第4章では、実機スラブを用いたラボ圧延により板厚60 mmの厚鋼板を製造し、アレスト性におよぼす組織因子の影響を整理した。特に厚手材で必然的に生じる板厚方向のマイクロ組織、集合組織分布に着目し、全厚の特性であるアレスト性がどのように決定されるのか検討し、アレスト性予測式の導出を試みた。

第5章では、第2章と第4章の結果を踏まえて、シャルピーサイズの試験によりアレスト性を評価するための方法について検討し、シェブロンノッチシャルピー試験の適用可能性を示した。また、計装化シャルピー試験によりシェブロンノッチシャルピーの妥当性を検証し、厚手材にも適用できることを確認した。

第6章では、第2章から第4章までの検討で得られた知見に基づいて開発したYP460アレスト鋼板の母材および溶接継手の特性について述べた。

第7章では、総括として本研究で得られた知見をまとめ、今後の展開について述べた。

第 1 章の参考文献

- 1) 鋼船規則 K 編材料, 日本海事協会, (2010).
- 2) A. Kojima, M. Fujioka, M. Hoshino, G. Shigesato, M. Kaneko and M. Tanaka: *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report*, **110**, (2015), 3.
- 3) 森山康: 新しい製造法による鋼材(TMCP 鋼)の溶接構造物への適用に関するシンポジウムテキスト, 日本造船学会, (1983), 1.
- 4) H. Shirahata: *J. Jpn. Weld. Soc.*, **78** (2009), 30.
- 5) Y. Yamaguchi, H. Kitada, H. Yajima, K. Hirota and H. Shirakihara: *Bull. J. Soc. Nav. Archit. Ocean Eng. (KANRIN)*, **3**, (2005), 70.
- 6) 日本造船研究協会第 147 研究部会: 船体用高張力鋼板大入熱溶接継手の脆性破壊強度評価に関する研究, 第 87 号, (1978 年 2 月).
- 7) 日本造船研究協会第 193 研究部会: 新製造法による 50 キロ級高張力鋼の有効利用に関する研究, 第 100 号, (1985 年 5 月).
- 8) T. Inoue, T. Ishikawa, S. Imai, T. Koseki, K. Hirota, M. Tada, H. Kitada, Y. Yamaguchi and H. Yajima: *Proc. 16th Int. Offshore and Polar Engineering (ISOPE) Conf.*, (2006), 132.
- 9) 脆性亀裂アレスト設計指針, 日本海事協会, (2009).
- 10) IACS UR S33 : Requirements for Use of Extremely Thick Steel Plates, (2013).
- 11) 三村宏, 町田進: 基礎材料強度学, 培風館, (2000), 109.
- 12) 低温用圧延鋼板判定基準 WES 3003, 日本溶接協会, (1995 改正).
- 13) ぜい性亀裂アレストじん性試験方法 WES 2815, 日本溶接協会, (2014 制定).
- 14) ASTM E1221-96 (Reapproved 2002) : Standard test method for determining plane-strain crack arrest fracture toughness, K_{Ia} , of ferritic steels.
- 15) ASTM E208-95a : Reapproved 2000, Standard test method for conducting drop-weight test to determine nil-ductility transition temperature of ferritic steels.
- 16) ASTM E436-03 : Reapproved 2008, Standard test method for drop-weight tear tests of ferritic steels.

- 17) S. Hasebe and Y. Kawaguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 875.
- 18) T. Kobayashi, K. Takai and H. Maniwa: *J. Jpn. Inst. Met.*, **30** (1966), 700.
- 19) F. Koshiga: *Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **104** (1959), 267.
- 20) S. Matsuda and S. Sekiguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), 313.
- 21) 井上健裕, 萱森陽一, 白幡浩幸: 厚鋼板の脆性破壊伝播停止特性評価用の変形シャルピー衝撃試験片および厚鋼板の脆性破壊伝播停止特性の品質管理方法, 特許第 4823986 号 (2011).
- 22) Y. Ohmori, H. Iwanaga, Y. Kawaguchi and F. Terasaki: *Tetsu-to-Hagané*, **62** (1976), 1017.
- 23) T. Tagawa, S. Aihara and T. Miyata: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 859.
- 24) W. W. Gerberich, Y. T. Chen, D. G. Atteridge and T. Johnson : *Acta Metall.*, **29** (1981), 1187.
- 25) K. Maeno, M. Tanaka, N. Yoshimura, H. Shirahata, K. Ushioda and K. Higashida: *Tetsu-to-Hagané*, **98** (2012), 667.
- 26) J. Syarif, T. Hoshino, T. Tsuchiyama and S. Takaki: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 558.
- 27) J. Nunes and F. R. Larson: *Trans. Met. Soc. AIME*, **227** (1963), 1369.
- 28) 田村今男: 鉄鋼材料強度学, 日刊工業新聞社, 東京, (1969), 124.
- 29) W. Jolley: *J. Iron Steel Inst.*, **189** (1968), 170.
- 30) T. Ishikawa, S. Ohshita, H. Masunaga, H. Mabuchi and T. Haze: *Shinnittetsu Giho*, **348**, (1993), 3.
- 31) S. Matsuda, Y. Inoue, H. Mimura and Y. Okamura: Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Development, Kyoto, (1971), 45.
- 32) F. Terasaki and H. Ohtani: *Tetsu-to-Hagané*, **58** (1972), 293.
- 33) F. Terasaki and H. Ohtani: *Tetsu-to-Hagané*, **58** (1972), 1067.
- 34) H. Inagaki, K. Kurihara and I. Kozasu: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 991.
- 35) J. Katsuta, M. Ueda and M. Toyosada: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **167** (1990), 261.
- 36) H. Yoshinari and S. Aihara: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **188** (2000), 645.
- 37) T. Handa, T. Tagawa and F. Minami: *Tetsu-to-Hagané*, **98** (2012), 32.

- 38) T. Handa, S. Igi, S. Endo, S. Tsuyama, T. Tagawa and F. Minami: *Tetsu-to-Hagané*, **98** (2012), 548.
- 39) K. Nishimura and Y. Takeuchi: *Tetsu-to-Hagané*, **100** (2014), 1097.
- 40) K. Sugimoto, S. Aihara and Y. Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **95** (2009), 498.
- 41) K. Sugimoto, I. Kawata, S. Aihara and H. Shirahata: *Tetsu-to-Hagané*, **100** (2014), 1274.
- 42) K. Shibamura, Y. Yamamoto, F. Yanagimoto, K. Suzuki, S. Aihara and H. Shirahata: *Tetsu-to-Hagané*, **102** (2016), 347.
- 43) Y. Yamamoto, K. Shibamura, F. Yanagimoto, K. Suzuki, S. Aihara and H. Shirahata: *Tetsu-to-Hagané*, **102** (2016), 356.

第 2 章 高張力鋼のアレスト性支配因子の検討

2.1 緒言

第 1 章で述べたように、アレスト性に影響をおよぼす主要な金属学的因子としては、マトリクス韌性、有効結晶粒径が挙げられ、Ni 添加と強 CR (Controlled Rolling) 適用によりアレスト性が向上することが従来から知られている。しかしながら、本研究が対象とする高張力鋼においてそれらの効果が詳細に検討された例はない。集合組織の影響については近年明らかになりつつあるが、結晶粒径の影響も考慮して検討された例はない。脆化相の影響に至っては、そもそもアレスト性に効かないと考えられていたためか、検討例自体が見当たらない。

こうした状況を踏まえ、メガコンテナ船に適用される厚手高張力アレスト鋼の製造指針の確立を目的として、アレスト性の支配因子の検討に着手した。実際に適用される鋼板の板厚は 50 mm 程度以上であるが、そのような厚手鋼板を実験室で製造し、特性評価を行うことは手間がかかる。また、板厚位置によって金属組織や集合組織が大きく変化し、現象の理解が困難になることが予想される。そこで、板厚方向の組織変化が比較的小さく、実験室でのハンドリングも容易である板厚 25 mm の厚鋼板を用いて、上述の各因子の影響を明確化するための基礎的な検討を行った。具体的には、2.2 においては Ni と結晶粒径の影響を調査し、2.3 では CR の延長としての二相域圧延の効果を検証し、2.4 では代表的な脆化相であるセメンタイトの影響について調査した。

2.2 アレスト性におよぼす有効結晶粒径，Ni の影響

2.2.1 目的

ベイナイト組織が主体となる高張力鋼のアレスト性支配因子はこれまで明らかにされていないが，フェライト(α)+パーライト鋼における検討結果からの類推により，結晶粒径と Ni は影響するものと考えられる．一方，Mn も靱性を向上させるという報告があり，Ni の代替として活用できれば，コスト低減効果が期待される．そこで本節では，Ni および Mn 量を種々変化させたラボ溶解インゴットを用いて，種々の CR 条件で製造した 25 mm 厚の α +ベイナイト組織鋼のアレスト性評価を行い，結晶粒径，Ni および Mn 添加量との関係について検討した．また， α 主体組織鋼との比較を目的に，低 C (0.06%) 系で結晶粒径を変化させた 25 mm 材の評価も併せて実施した．

2.2.2 実験方法

供試鋼は 0.11% C-0.3% Si-1.4% Mn-0.008% P-0.003% S-0.01% Nb-0.01% Ti-0.03% Al-0.004% N 鋼（ここでは，mass% を % として略記）をベースに Mn，Ni 量を変化させた実験室溶解鋼である．230 mm 厚の 150 kg 鋼塊を用いて，熱間圧延により 25 mm 厚，320 mm 幅の鋼板を製造した．製造条件は，1150 °C で 90 min (5.4 ks) 加熱し，1000 ~ 1050 °C で粗圧延を行った後，開始温度 850 °C，累積圧下率 50 % で CR を実施するプロセスをベースに，一部の供試鋼で CR 条件（圧延開始温度，累積圧下率）を変化させた．圧延が完了後 30 s 経過してから，水量密度 $1 \text{ m}^3/\text{m}^2 \cdot \text{min}$ で室温まで ACC (Accelerated Cooling) を行い，その後テンパー処理を施した．テンパー条件は 550 °C で 15 min (900 s) の保持をベースとして，強度をほぼ一定にそろえるために，CR 条件に応じて温度を若干調整した．主要元素添加量と製造実績を Table 2-1 に示す．ベース成分の鋼 A に対して鋼 B，C は Ni を単純に添加したもの，鋼 D，E は炭素等量 (C_{eq}) が鋼 A と等しくなるように Mn を減らして Ni を添加したもの，鋼 F は Mn による Ni 代替の可能性を検証するため C_{eq} が鋼 C と同等になるように Mn を増

量したものである。また、鋼 A1~A5 は Ni 無添加，鋼 C1~C5 は Ni を 1% 添加，鋼 G1, G2 は C を 0.06 % として CR 条件を変化させたものである。鋼 G1, G2 については α + パーライト組織とするため圧延後空冷した。上述した製造条件の概略を Fig. 2-1 に示す。鋼板の $t/4$ (t : 板厚) 部から圧延方向 (RD: Rolling Direction) に対して直角方向 (TD: Transverse Direction) に JIS A2 号引張試験片 (平行部 6ϕ , ゲージ長 24 mm), および RD に平行に 2mmV ノッチシャルピー試験片を採取し，試験に供した。シャルピー試験片には板厚方向にノッチ (断面ノッチ) を導入した。RD および TD に垂直な断面のミクロ組織が観察できるようにサンプルを採取し，ナイトール腐食後，光学顕微鏡 (OM: Optical Microscope) 観察を行った。アレスト性は温度勾配型 ESSO 試験により評価した。さらに，ESSO 試験後の破面を SEM (Scanning Electron Microscope) で観察し，有効結晶粒径に相当すると考えられる破面単位を測定した。

なお，ESSO 試験については，供試鋼板の幅が 320 mm 程度であるため，標準試験片と同一のノッチ形状を有し，幅だけが 300 mm である小型の試験片を用いた。タブ板は厚さ 35 mm，幅 500 mm，長さ 800 mm のものを使用し，打撃エネルギーは 39 J/mm，試験機のピン間距離は 3100 mm とした。アレスト靱性試験方法規格¹⁾によれば，ESSO の推奨試験片幅は 350~1000 mm，温度勾配は 0.25~0.35 °C/mm とされる。300 mm 幅で推奨温度勾配を適用すると，試験が困難となる可能性がある (き裂伝播したときの応力拡大係数 K 値の変化が，材料のアレスト性の温度依存性に近く，条件をうまく選定しないとアレストしにくい) ため，本研究では 0.4~0.7 °C/mm 程度と大きめに設定した。試験片幅を 300 mm としたことによる脆性き裂伝播停止靱性 Kca への影響は不明であるが，温度勾配を大きくすると Kca は低めに評価される¹⁾。

Table 2-1. Chemical compositions (mass%) and manufacturing conditions of the steels tested.

Steel	Chemical composition				CR		Tempering
	C (%)	Mn (%)	Ni (%)	C_{eq}^* (%)	Temp. (°C)	Reduction (%)	Temp. (°C)
A1	0.11	1.38	0	0.34	850	50	550
A2	0.11	1.39	0	0.34	950	50	620
A3	0.11	1.39	0	0.34	780	50	550
A4	0.11	1.41	0	0.35	850	75	550
A5	0.11	1.41	0	0.35	780	75	570
B	0.11	1.39	0.49	0.37	850	50	550
C1	0.11	1.39	0.99	0.41	850	50	550
C2	0.11	1.41	0.99	0.41	950	50	620
C3	0.11	1.41	0.99	0.41	780	50	550
C4	0.11	1.40	1.01	0.41	850	75	550
C5	0.11	1.40	1.01	0.41	780	75	570
D	0.11	1.20	0.50	0.34	850	50	550
E	0.11	1.00	1.00	0.34	850	50	550
F	0.11	1.81	0	0.41	850	50	550
G1	0.06	1.40	0	0.29	850	50	—
G2	0.06	1.39	0	0.29	950	50	—

$$* C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$$

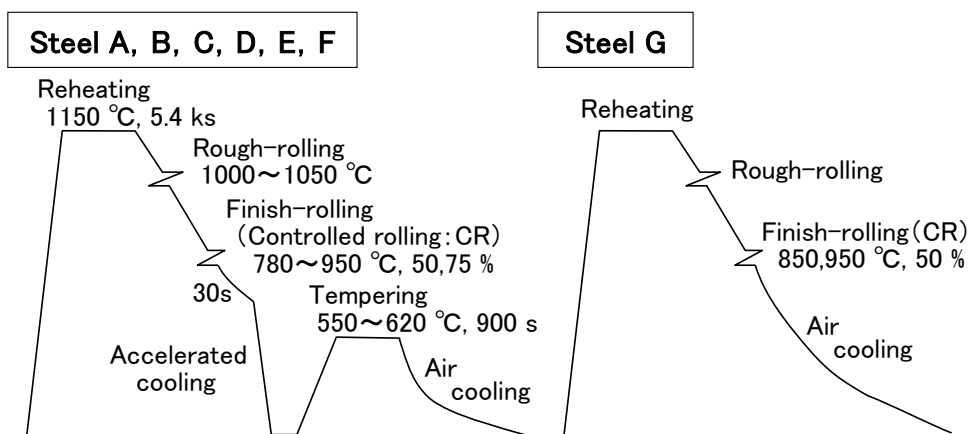


Fig. 2-1. Schematic diagram of manufacturing process.

2.2.3 実験結果

(1) CR 条件の影響

Ni 無添加 (以下では 0%Ni と略記) 鋼 A1~A5 の RD 断面, t/4 部における OM ミクロ組織を Fig. 2-2 に示す. ベース条件である CR 開始温度 850 °C, 累積圧下率 50 % (以下, 850 °C × 50 % のように略記) の組織は α とベイナイトが混在する組織である. これに対して 950 °C × 50 % では粗大な α およびベイナイト組織となっている. 一方, 780 °C × 50 % では低温で生成したと思われるベイナイトに交じって粗大な α が多数見られるが, これは圧延完了から水冷開始までの間に生成したものと推測される. 850 °C × 75 % ではベースよりも α 分率は大きいはずしも細粒とはなっていない. 780 °C × 75 % ではやや混粒気味ではあるが, これらの鋼の中では最も細粒となった.

1%Ni 添加で CR 条件を変化させた鋼 C1~C5 の RD 断面の OM ミクロ組織を Fig. 2-3 に示す. Ni 添加により A_{r3} 変態点が低下したため, Fig. 2-2 と比べて全体的に焼きが入った組織となっている. CR 条件の影響としては, 温度が低く累積圧下率が大きいほど概ね組織が細くなる傾向が見られるが, CR 開始 850 °C での圧下率の影響は不明確である. また, 0%Ni 鋼の 780 °C × 50 % CR で見られたような粗大 α は, 1%Ni 鋼では認められない.

0.06%C で CR 温度を変化させた鋼 G1, G2 は圧延後空冷したため, α + パーライト組織を呈していた. パーライト分率はともに 10 % 以下で, α 粒径は CR 温度が低い G1 で 12 μm , G2 で 16 μm であった.

Fig. 2-4 に, 0%Ni 鋼の CR 条件にともなう降伏点 (YP), 引張強度 (TS), 破面遷移温度 ($vTrs$) の変化を示す. CR 条件に応じてテンパー温度を調整したこともあり, 強度変化はあまり大きくない. 一方, $vTrs$ は強 CR 条件ほど低温化する傾向が見られる. 図では示さないが, 1%Ni 鋼の場合は強度が 0%Ni 鋼よりも全体的に 80 N/mm² 程度高く, CR 条件にともなう強度や $vTrs$ の変化の傾向は 0%Ni 鋼と同じである. これらに比べると 0.06%C 鋼は強度が低く, CR 温度により YP , $vTrs$ に差が生じた. 後述するアレスト性指標も含め, 全供試鋼の機械的性質を Table 2-2 にまとめて示す.

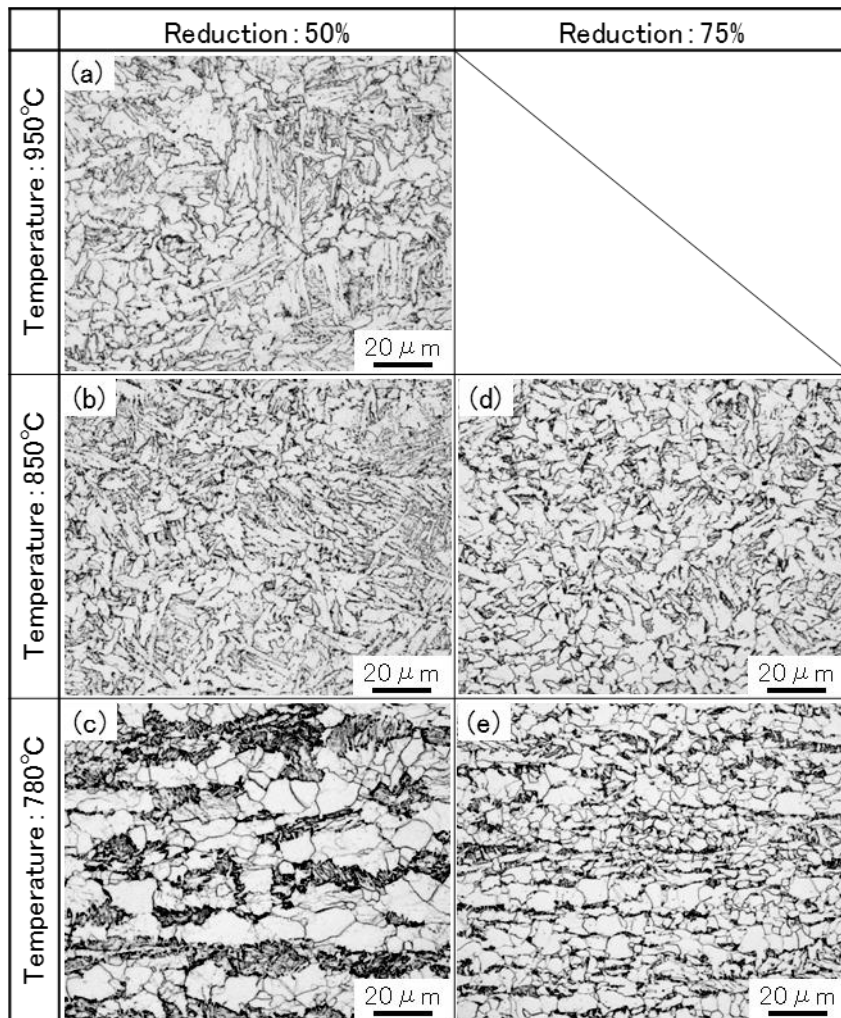


Fig. 2-2. Influence of CR condition on optical microstructure for 0.11%C-1.4%Mn steels (Steel A ; RD cross section).

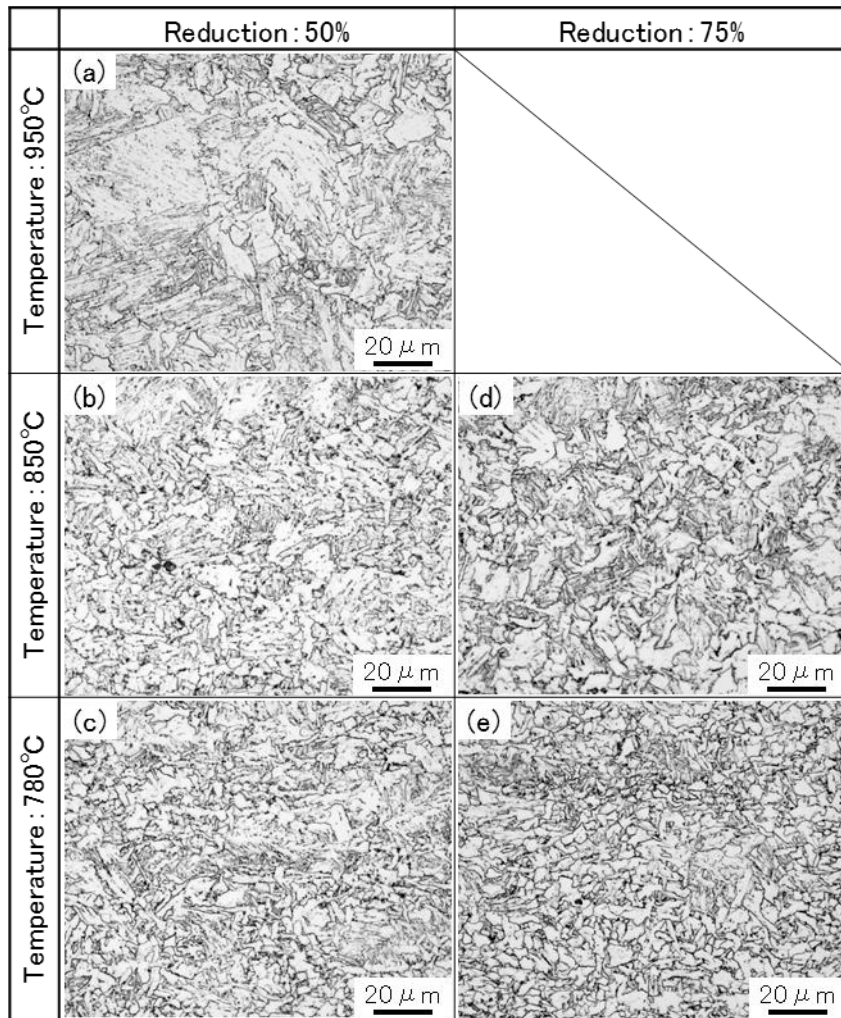


Fig. 2-3. Influence of CR condition on optical microstructure for 0.11%C-1.4%Mn-1%Ni steels (Steel C ; RD cross section).

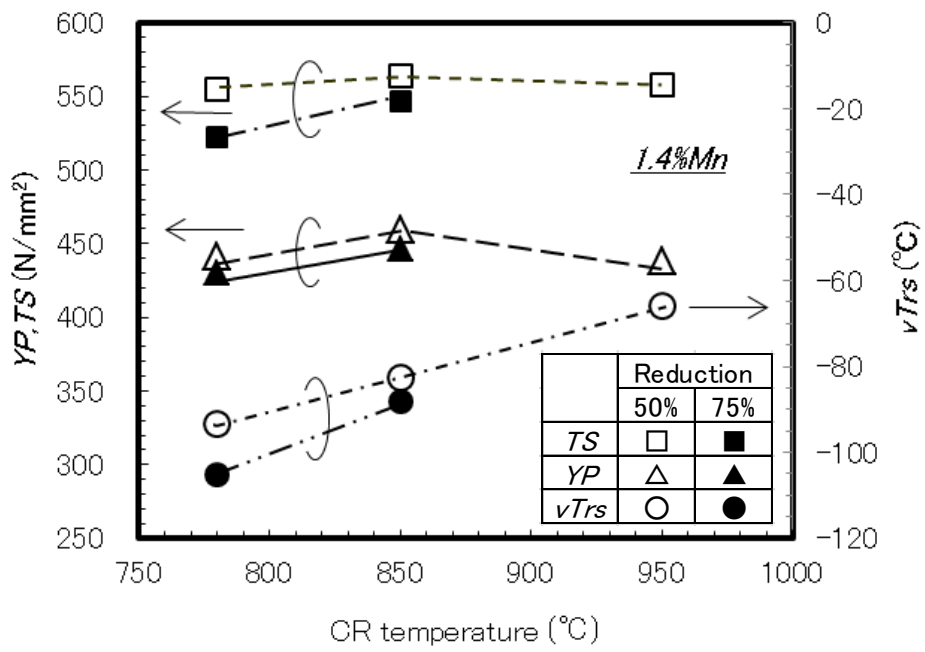


Fig. 2-4. Effect of CR condition on *YP*, *TS* and *vTrs* for 0.11% C-1.4% Mn steels (Steel A).

Table 2-2. Mechanical properties of the steels tested.

Steel	YP^{*1} (N/mm ²)	TS^{*2} (N/mm ²)	$vTrs^{*3}$ (°C)	$T_{Kca4000}^{*4}$ (°C)
A1	459	564	-82	-22
A2	438	558	-56	-1
A3	441	555	-94	-9
A4	446	547	-88	-24
A5	430	522	-105	-39
B	490	603	-90	-34
C1	539	641	-87	-42
C2	545	648	-68	-19
C3	547	633	-103	-44
C4	524	632	-97	-41
C5	552	611	-141	-59
D	466	570	-95	-24
E	432	552	-94	-41
F	508	612	-96	-23
G1	407	437	-98	-3
G2	311	426	-86	17

*1: Yield point

*2: Tensile strength

*3: Fracture appearance transition temperature

*4: Crack arrest temperature at $Kca=4000 \text{ N/mm}^{1.5}$

次に、小型 ESSO 試験の結果について述べる。鋼 A1, A2, A5, C1 の破面写真を Fig. 2-5 に示す。強 CR 条件で製造した鋼 A5 の一部でスプリットネイル状の破面形態が確認されたが、その他はすべてサムネイル状であった。鋼 A1~A5, C1~C5 の K_{ca} と $1/T$ の関係を Fig. 2-6 に示す。アレニウスプロットの傾きは供試鋼により異なる。しかし、その原因は不明であること、および設定応力に達する前に脆性き裂が発生、またはき裂が分岐したものを除くとデータが不十分な鋼があることを考慮して、今回調査した全鋼種の平均的な傾きをもって Fig. 2-7 のように線を引き直した。上に述べたような前提のもと、 K_{ca} が $4000 \text{ N/mm}^{1.5}$ となる温度 ($T_{Kca4000}$) をアレスト性の評価指標とした。その結果、0%Ni 鋼の場合、CR 条件 $850^\circ\text{C} \times 50\%$ (ベース) に対して、 $950^\circ\text{C} \times 50\%$, $780^\circ\text{C} \times 50\%$ ではアレスト性が低下、 $850^\circ\text{C} \times 75\%$ は同等、 $780^\circ\text{C} \times 75\%$ では向上することが判明した。ESSO 破面の SEM 観察を行った結果、Fig. 2-8 に示すようにベース条件と比べて $950^\circ\text{C} \times 50\%$ では破面単位 (破線の領域; ここでは煩雑さを避けるため代表的なものだけを明示し、広範な領域において定量化した結果を後述) が大きくなるが、 $780^\circ\text{C} \times 75\%$ では小さくなり、ミクロな延性破面の割合も増える傾向が認められた。1%Ni 鋼の場合には 0%Ni 鋼より K_{ca} が向上する。しかし、1%Ni 鋼の CR 条件による K_{ca} の変化は、0%Ni 鋼と異なり組織が微細化した $780^\circ\text{C} \times 50\% \text{ CR}$ においてアレスト性の低下が見られないことを除けば、0%Ni 鋼とほぼ同様であった。0.06%C 鋼の場合も、CR 温度が低い方がアレスト性は良好であった。0%Ni, 1%Ni, および 0.06%C 鋼の CR 条件による $T_{Kca4000}$ の変化を Fig. 2-9 に示す。CR 温度 850°C における累積圧下率の影響がほとんど見られなかった原因については不明確であるが、CR 強化により概ねアレスト性は向上すること、CR 条件によらず Ni 添加でアレスト性が向上することがわかる。また、 α + パーライト組織である 0.06%C では全体的にアレスト性が低い。この点については後で考察する。

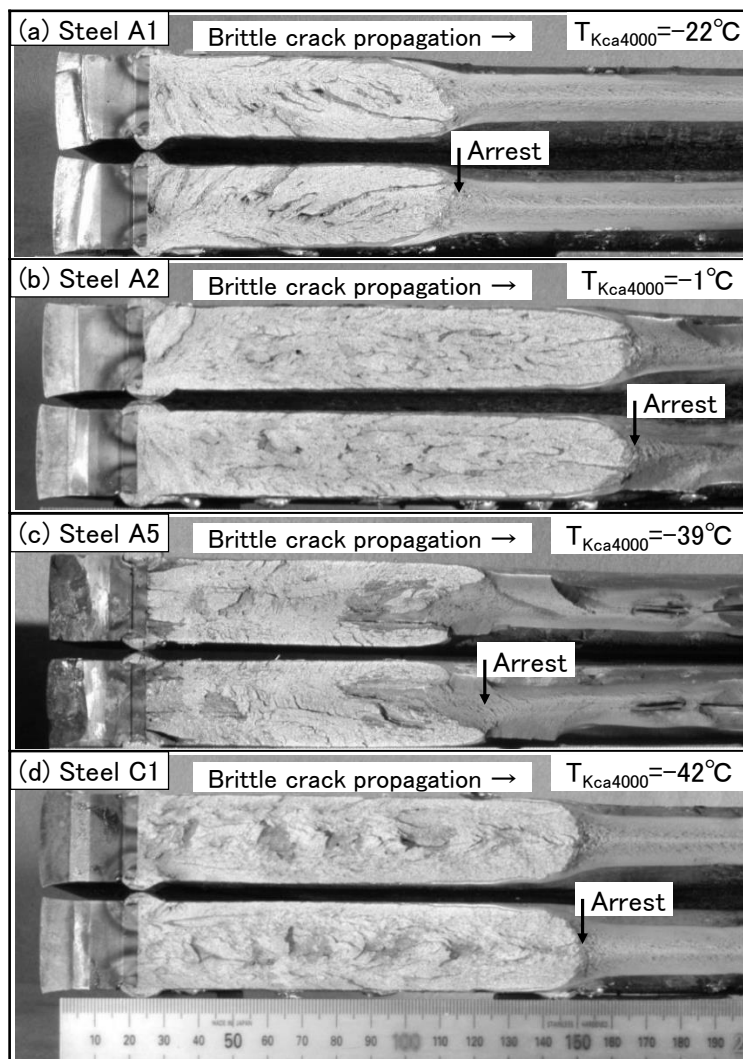


Fig. 2-5. Examples of fracture appearance of the ESSO tests for the Steels A1, A2, A5 and C1 (ESSO specimen width : 300 mm).

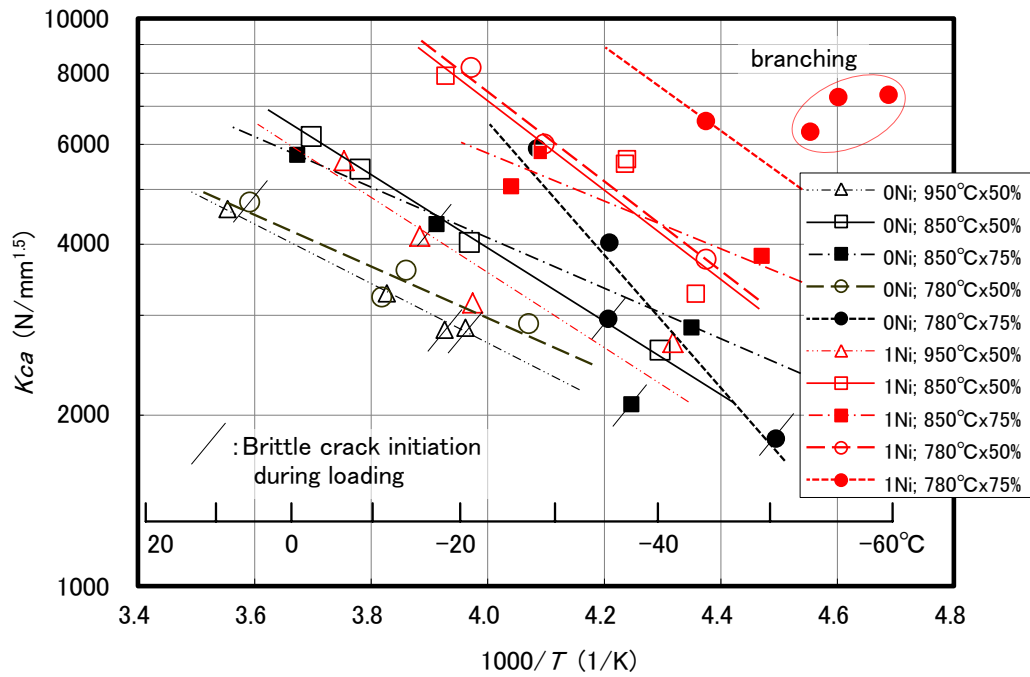


Fig. 2-6. Compact ESSO test results showing the effect of CR condition on the relationship between K_{ca} and $1/T$ for 0.11% C-1.4% Mn (Steel A) and 0.11% C-1.4% Mn-1% Ni steels (Steel C), where T is crack arrest temperature.

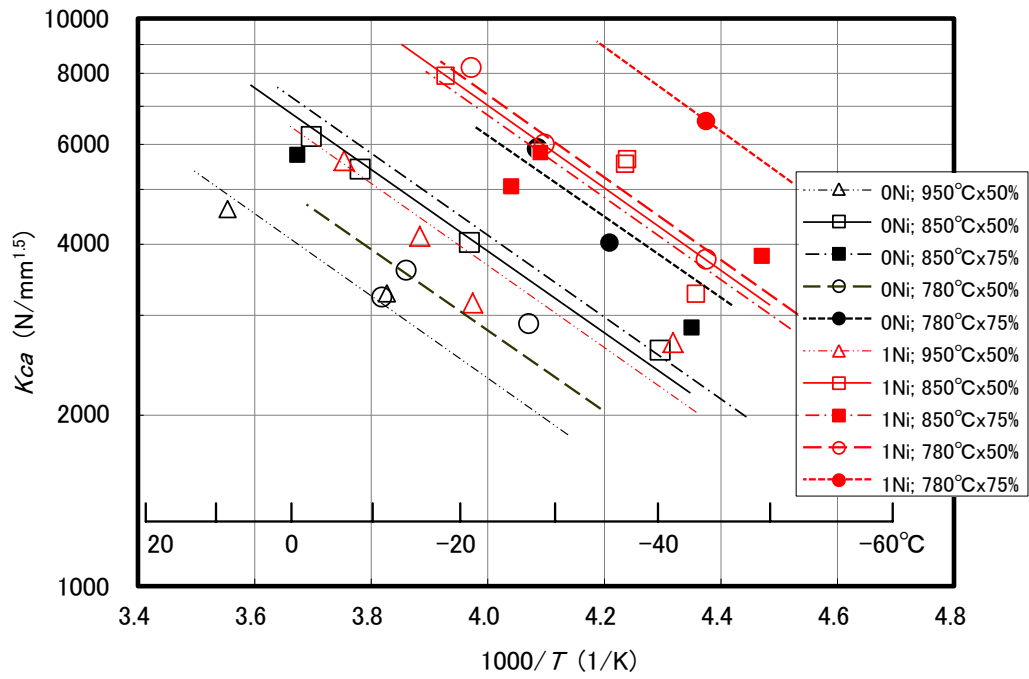


Fig. 2-7. Compact ESSO test results drawn using the average slope for temperature dependence of K_{ca} by omitting invalid plots.

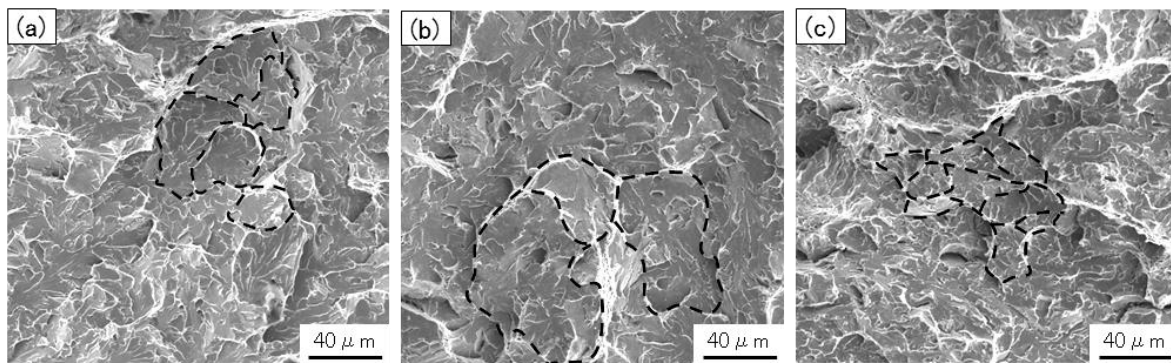


Fig. 2-8. Influence of CR condition on fracture surface in ESOO specimen corresponding to -40°C for 0.11% C-1.4% Mn steels (Steel A). CR condition is (a) $850^{\circ}\text{C} \times 50\%$, (b) $950^{\circ}\text{C} \times 50\%$ and (c) $780^{\circ}\text{C} \times 75\%$. The dashed lines show cleavage facet boundaries.

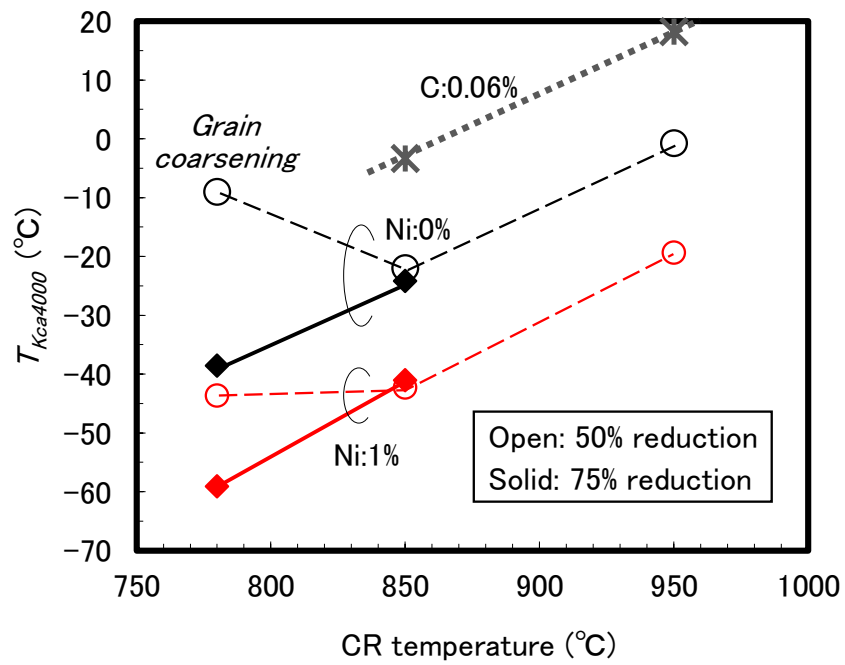


Fig. 2-9. Effect of CR conditions on $T_{Kca4000}$ for 0.11% C-1.4% Mn (Steel A), 0.11% C-1.4% Mn-1% Ni (Steel C) and 0.06% C-1.4% Mn steels (Steel G).

(2) Ni および Mn の影響

Ni および Mn の添加量にともなう OM ミクロ組織 (RD 断面) の変化を Fig. 2-10 に示す。ここでの CR 条件は 850 °C × 50 % のベース条件である。Mn 量一定で Ni を添加すると、変態点の低下によりベイナイト分率が増加する (Fig. 2-10 (a), (b), (c))。一方、 C_{eq} が一定で Ni を添加した場合は、1%Ni 添加でもミクロ組織はほとんど変わらない (Fig. 2-10 (a), (e), (f))。また、1.8%Mn 鋼は C_{eq} の等しい 1.4%Mn-1%Ni 鋼よりもベイナイト分率は若干少ない (Fig. 2-10 (c), (d))。

Ni, Mn 量にともなう YP , TS , $vTrs$ の変化を Fig. 2-11 に示す。Mn 量を 1.4 % と一定で Ni を添加した場合には YP , TS はともに上昇する。一方、 C_{eq} 一定の場合は、Ni を添加しても強度はほぼ一定となる。 $vTrs$ は 1%Ni 添加で最高 10 °C 低温化する程度であり、Ni の影響はそれほど大きくない。Mn を 1.8 % に増量することにより YP , TS は 50 N/mm² 程度上昇するが、その上昇代は C_{eq} の等しい 1.4%Mn-1%Ni 鋼よりも小さく、0.7 % 程度の Ni 添加に相当する。 $vTrs$ は 1.4%Mn 鋼から 1.8%Mn 鋼にすることで低下しているように見えるが、その影響は不明確であり、詳細な検討が必要である。

アレスト性は、Fig. 2-12 (Fig. 2-7 と同様、平均的な傾きを採用) に示した ESSO 試験結果からわかるように、Ni 量の増加にともない向上する。ただし、0.5%Ni では向上しない場合もあるため、確実にアレスト性向上効果を享受するためには 0.5 % 超の Ni 添加が必要と考えられる。一方、1.8%Mn 鋼はベース条件と同等であり、 $vTrs$ 低下効果は認められたがアレスト性向上効果は認められない。Fig. 2-13 に Ni 量にともなう $T_{Kca4000}$ の変化を示す。1%Ni 添加による $T_{Kca4000}$ の変化代は約 20 °C であり、Ohmori らがテーパ形 DCB (Double Cantilever Beam) 試験で求めた結果²⁾よりも大きい。1.4%Mn 鋼 (ベース条件)、1.4%Mn-1%Ni 鋼および 1.8%Mn 鋼の ESSO 破面の SEM 像 (-40 °C 相当位置の t/4 部) を Fig. 2-14 に示す。Mn 増量、Ni 添加による破面単位の明らかな微細化は認められない。したがって、Ni 添加の効果は変態点の低下に起因した組織微細化効果ではなく、それ以外の寄与、すなわちマトリクス韌性向上の効果が大きいものと推察される。

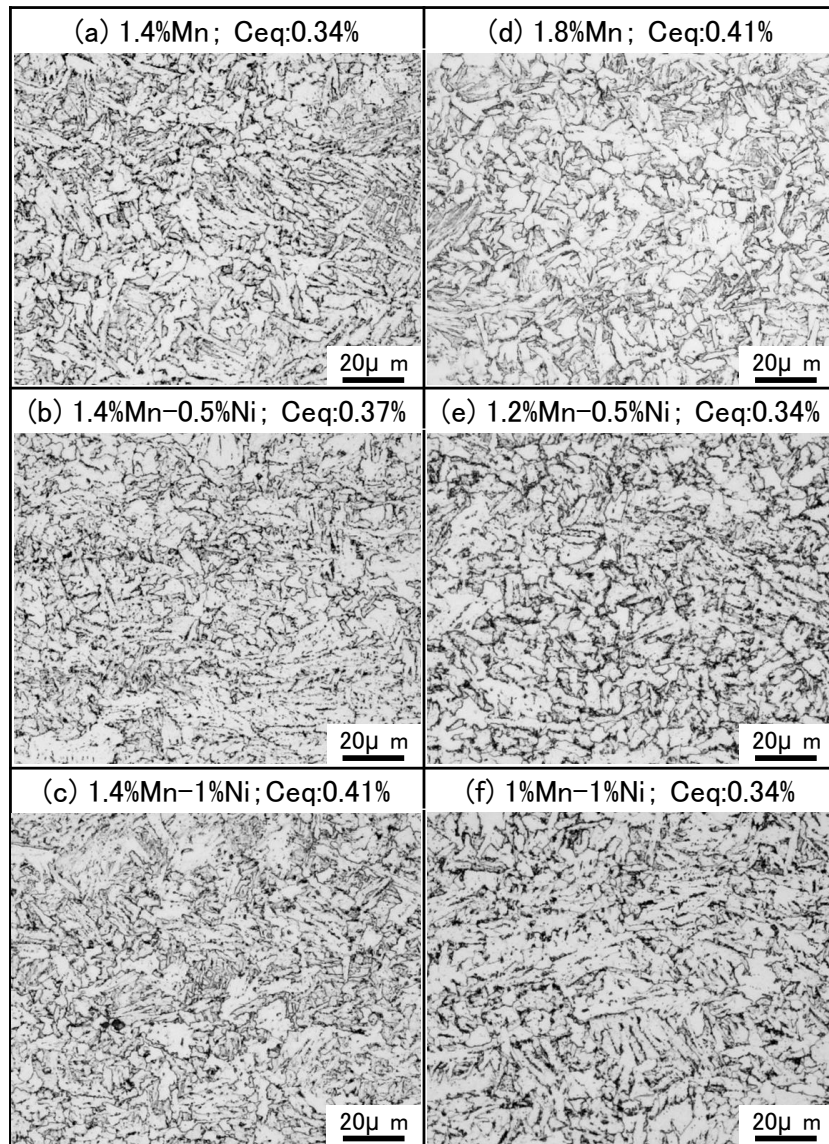


Fig. 2-10. Influences of Ni and Mn contents on optical microstructure of steels (CR:850 °C × 50 % ; RD cross section).

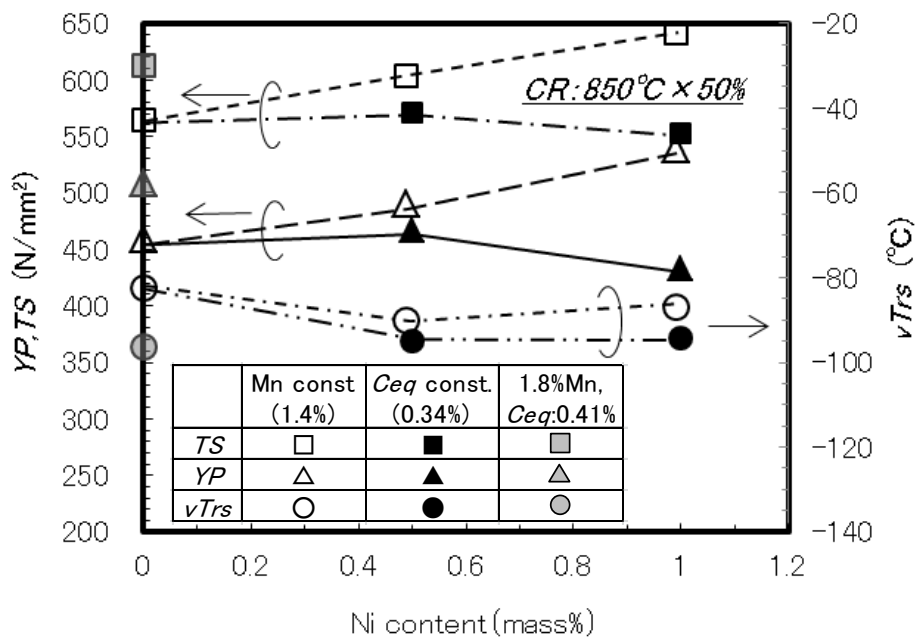


Fig. 2-11. Effects of Ni and Mn contents on YP , TS and $vTrs$.

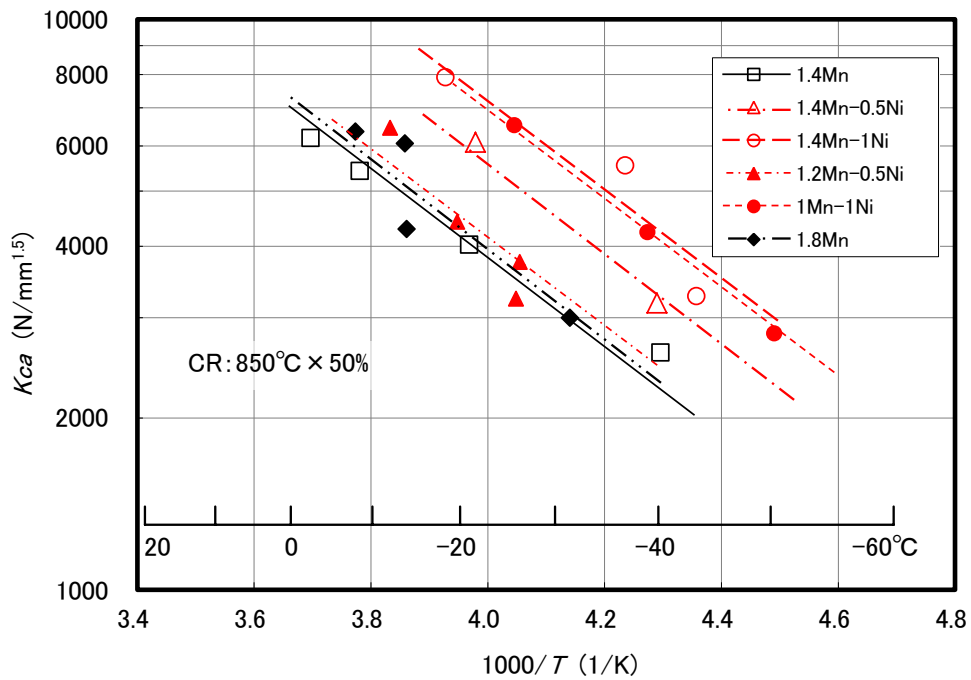


Fig. 2-12. Compact ESSO test results showing the effect of Ni and Mn contents.

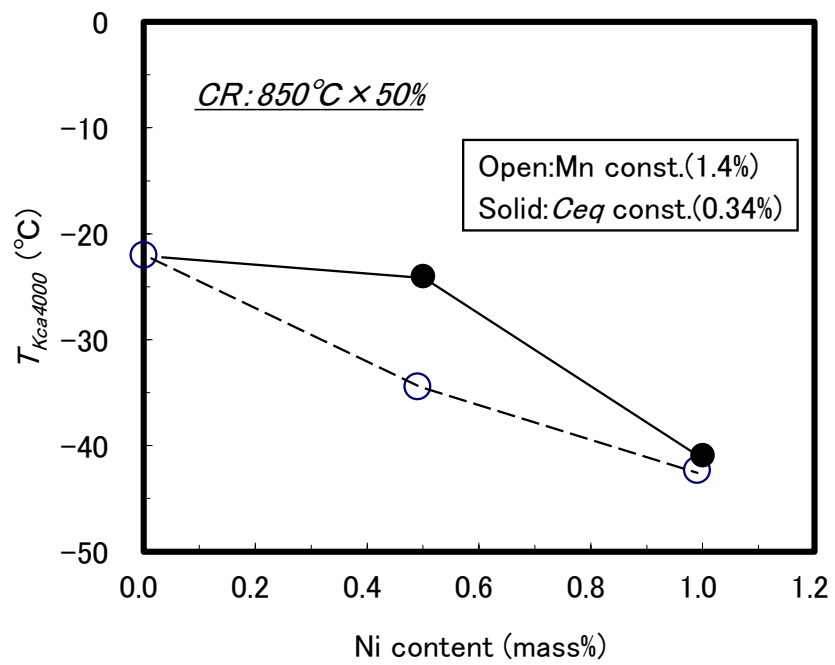


Fig. 2-13. Effect of Ni content on $T_{Kca4000}$.

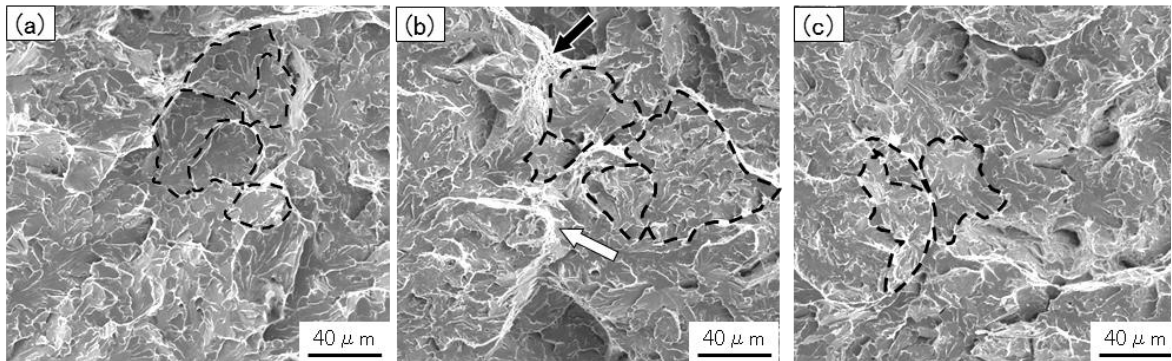


Fig. 2-14. Influence of Ni and Mn content on fracture surface in ESSO specimen corresponding to -40°C for (a) 1.4% Mn (Steel A1), (b) 1.4% Mn-1% Ni (Steel C1) and (c) 1.8% Mn steels (Steel F). The dashed lines show cleavage facet boundaries. White and black arrows show large tear-ridge and dimple-like fracture surface, respectively.

2.2.4 考察

(1) アレスト性におよぼす有効結晶粒径の影響

一般に、へき開破壊応力や延性-脆性遷移温度は結晶粒径の $-1/2$ 乗で整理できることが知られている³⁻⁵⁾。この粒径依存性は、降伏強さに関する Hall-Petch の関係と同様、結晶粒界における転位の堆積モデルで説明されることが多い。これは、ある外部応力のもとで粒径の半分程度の距離を移動して粒界に堆積した転位を考え、それらによる応力集中が臨界値に達したときに脆性き裂が発生するという条件から、粒径の $-1/2$ 乗との相関が導かれている⁶⁾。

Fig. 2-15 に実測して求めた破面単位 (d_F) と $T_{Kca4000}$ との関係を、成分で層別して示す。ここで、 d_F は -40 °C に相当する位置の $t/4$, $t/2$ 部における $400 \times 600 \mu\text{m}$ の領域の SEM 写真上で、ティアリッジやコントラストの違いを参考に境界を描画し、市販の画像解析ソフトウェアにより平均円相当径として算出した。アレスト性指標である $T_{Kca4000}$ と d_F の $-1/2$ 乗との間にも、延性-脆性遷移温度と同様の直線関係が認められる。また、この直線の傾きは -27 °C/mm^{-1/2} 程度と、成分によらずほぼ一定である。0.06%C 鋼は α + パーライト組織、それ以外は α + ベイナイトまたはベイナイト主体組織であるが、アレスト性におよぼす d_F の影響度はほぼ等しいことがわかる。 d_F が等しい場合、アレスト性は低 C の方が良好であることになる。この差の原因は、主に硬質第二相（ここではセメンタイトの分率、サイズ）に起因するものと考えられるが、詳細は後の 2.4 において検討する。なお、今回の直線の傾きは、脆性き裂発生特性に関する従来知見⁷⁻¹⁰⁾の $-9 \sim -18$ °C/mm^{-1/2} と比べて大きくなっている。遷移温度の粒径依存性は経験式であり、その係数は剛性率、表面エネルギー等の影響を受けると考えられるが、物理的意味は不明確である。伝播の場合も、粒界でティアリッジを形成することでエネルギーが消費されるはずであるため、細粒ほどアレストしやすいという結果は妥当と考えられる。

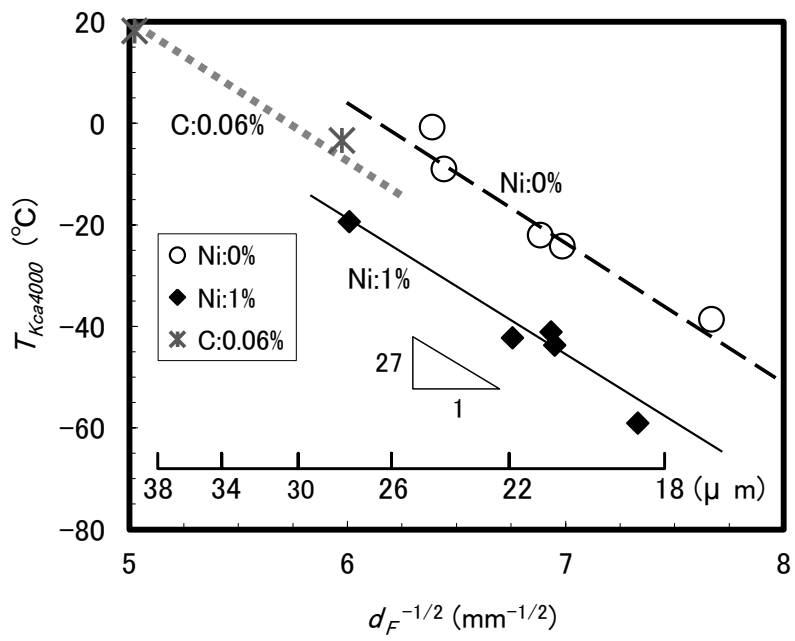


Fig. 2-15. Relationship between $d_F^{-1/2}$ and $T_{Kca4000}$.

粒径を考慮してアレスト現象を定式化した従来知見は見当たらない。そこで、細粒化にともない破面の単位面積当たりのティアリッジ合計長さが増加することで、破面形成エネルギーが増加するという単純なモデルに基づいて、アレスト性の粒径依存性を考察してみる。

エネルギー平衡の観点から脆性き裂の伝播を扱う際には、き裂進展にともなうポテンシャルエネルギーの変化を表すエネルギー解放率 G を考えるのが便利である。き裂が動的に伝播する場合、ポテンシャルエネルギーを Π 、物体に蓄えられるひずみエネルギーを U 、外力による仕事を F 、運動エネルギーを E_k 、き裂面積を A とすると、次式(2-1)が成り立つ¹¹⁾。

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} = \frac{dF}{dA} - \frac{dU}{dA} - \frac{dE_k}{dA} \quad \cdots(2-1)$$

き裂進展によって一对の表面が形成されるので、単位面積当たりの表面エネルギーを γ_s とすると、

$$F = 2\gamma_s A \quad \cdots(2-2)$$

となる。ここで、直径 d の結晶粒を考え、き裂伝播の際のエネルギー吸収がティアリッジのみで行われると仮定する。ティアリッジ単位長さ当たりの生成エネルギーを α_t とすると、エネルギーは以下のように表される。

$$\gamma_s \pi (d/2)^2 = \alpha_t \pi d \quad \cdots(2-3)$$

$$\gamma_s = 4\alpha_t / d \quad \cdots(2-4)$$

直径 $2a$ の円盤状き裂を有する無限体（ヤング率： E 、ポアソン比： ν ）のき裂面に垂直な引張応力 σ が負荷されているとき、き裂の存在によって解放されているひずみエネルギーは、平面ひずみ状態を仮定すると、以下のように表される¹²⁾。

$$U = \frac{8(1-\nu^2)a^3\sigma^2}{3E} \quad \cdots(2-5)$$

E_k は、き裂が停止する直前では無視できるほど小さいと考え、式(2-1)に式(2-2)、(2-4)、(2-5)を代入して、さらに $\sigma(\pi a)^{1/2}$ を Kca で置き換えれば、次の式(2-6)が得られる。

$$G = \frac{8\alpha_t}{d} - \frac{4(1-\nu^2)a\sigma^2}{\pi E} = \frac{8\alpha_t}{d} - \frac{4(1-\nu^2)Kca^2}{\pi^2 E} \quad \dots(2-6)$$

$G=0$ が伝播停止の条件であるから、

$$Kca = \sqrt{\frac{2\pi^2 E \alpha_t}{1-\nu^2}} \frac{1}{\sqrt{d}} \quad \dots(2-7)$$

となり、 Kca の粒径依存性が導かれた。

後述するように、本研究で得られた Kca も粒径（破面単位 d_F ）の $-1/2$ 乗依存性を示すことが実験的に確認されている。なお、 d_F は Fig. 2-15 に示すように $17\sim 40 \mu\text{m}$ 程度の範囲にあり、これがどのような組織単位に対応するかは明らかにされていない。この点については第3章で議論する。

(2) アレスト性におよぼす Ni の影響

Ni 添加によるアレスト性の向上は組織微細化に起因するものではないことから、式(2-7)の α_t 増加による効果と考えられる。 α_t は、 K_{ca} を有効結晶粒径の $-1/2$ 乗で整理したときの直線の勾配から求めることができる。そこで、 Fig. 2-16 に示すように、 Ni 無添加および 1%Ni 添加鋼の -30°C における K_{ca} (データ数が少ない鋼を除き、 Fig. 2-6 に示したような個々のアレニウスプロット勾配で求めた値を使用) と破面単位の関係から α_t を算出した。その結果、 0%Ni 鋼では 1.1 N (=Nmm/mm) であるのに対して、 1%Ni 鋼では 1.6 N と 50%ほど大きな値となった。

α_t はティアリッジ単位長さ当たりの生成エネルギーであるので、その増加は ESSO 試験片の破面上にティアリッジ高さの増加のような形で表出してくることが予想される。そこで、各鋼の破面 SEM 像を比較してみる。 Fig. 2-14 に例示したように、 Ni 添加鋼では破面上で白く観察されるティアリッジ (白矢印) やディンプル状の延性破面 (黒矢印) の割合が大きいように見える。そこで、 -40°C に相当する位置の表層、 $t/4$ 、 $t/2$ 部における $400 \times 600 \mu\text{m}$ の領域の SEM 写真を用いて、画像解析ソフトにより上記の延性破面が抽出されるように二値化処理を行い、平均延性破面率を算出した。延性破面率と $T_{Kca4000}$ との関係を図 2-17 に示す。 Ni 量とともに延性破面率が増加しており、これが $T_{Kca4000}$ の低温化、すなわちアレスト性の向上と対応していることがわかる。

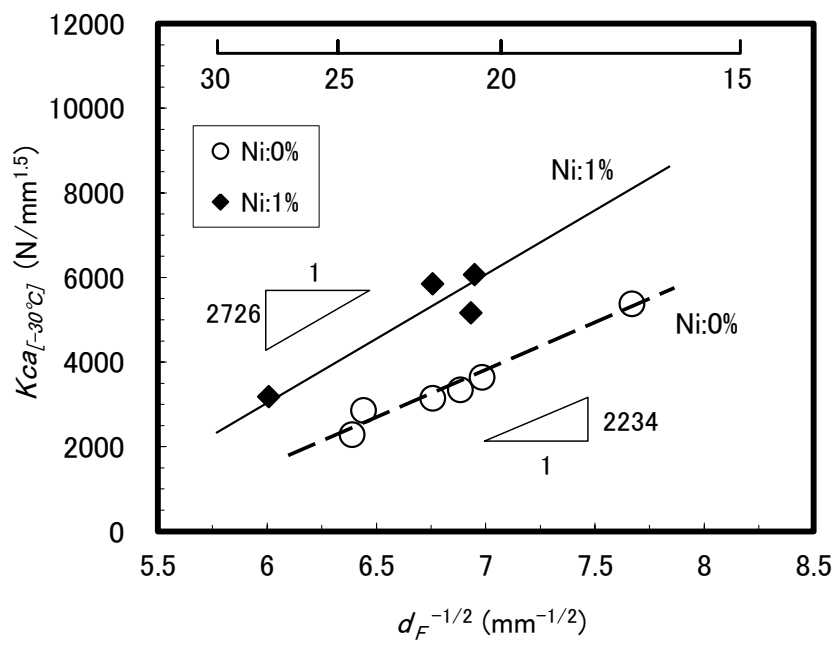


Fig. 2-16. Relationship between $d_F^{-1/2}$ and $Kca_{[-30^{\circ}C]}$.

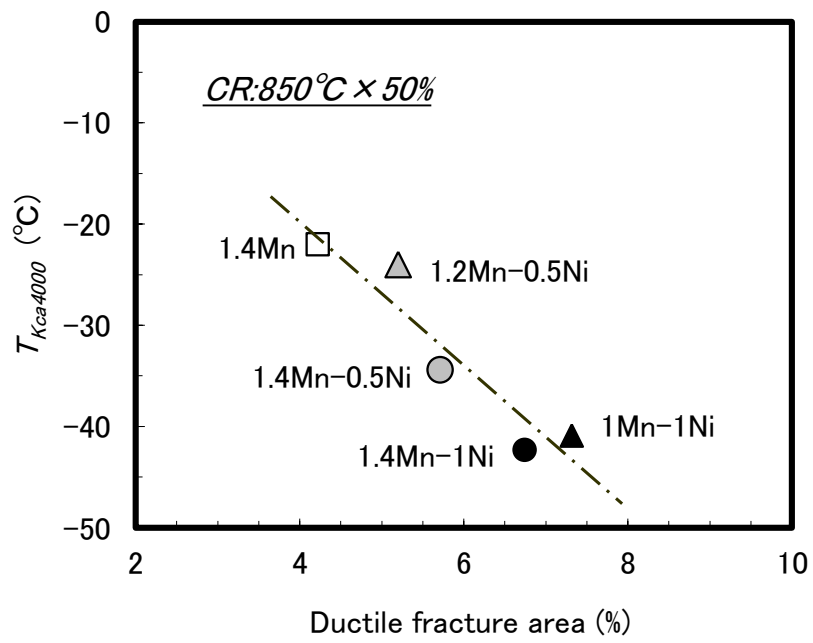


Fig. 2-17. Relationship between fraction of ductile fracture area and $T_{Kca4000}$.

次に、Aihara らによる手法^{13,14)}を参考にして、破面上における脆性き裂伝播方向の詳細な解析を実施した。実例を Fig. 2-18 に示す。まず、へき開破面のリバーパターンを観察して、き裂伝播方向を示す矢印を記入する。次に、Fig. 2-19 に示すように、マクロな伝播方向に一致する x 方向を 1, z 方向を 2, -x 方向を 3, -z 方向を 4 と定義して、各方向に対して $\pm 45^\circ$ の範囲に含まれる矢印の数をそれぞれ数え、 n_j ($j=1\sim 4$)とする。全矢印の数 n_{total} に対する $n_2 + n_3 + n_4$ の割合が大きいほど破面は複雑なものになると考えられるため、これを方向変化率と定義して、破面の複雑さを表す指標とした。測定対象は鋼 A1, B, C1 として、Fig. 2-14 の延性破面率の解析で使用した SEM 写真を用いて行った。Ni 添加量と方向変化率との関係を Fig. 2-20 に示す。測定データは少ないものの、Ni 添加量にともない方向変化率は増加する、すなわちき裂伝播方向はよりランダム化する傾向が認められる。

Ni により延性破面率が増加、き裂伝播方向がランダム化した原因については、Fig. 2-21 のように考えられる。1つの結晶粒を正方形で表し、き裂の伝播方向を矢印で示す。マクロな伝播方向は左から右とする。(a)は初期状態を表し、き裂先端は直線状であるとする。そこから右側の結晶粒にき裂が伝播する際には、局所的なへき開応力が限界値を超える必要がある。この条件を満たさない粒ではき裂がアレストし、き裂先端は直線状ではなくなる。Ni 添加によりへき開破壊応力の限界値が増加すると仮定すれば¹⁵⁾、アレストする粒の比率が増加すると考えられる。これが(b)の状態である。一旦アレストした粒のき裂先端は鈍化してしまうために、伝播が再開することはない。その代わりに、隣接した結晶粒からき裂が方向を変えて伝播することで、マクロなき裂進展が生じる。このとき、異なる方向から伝播してきたき裂がぶつかる部分には、大きなティアリッジ（延性破面）が形成されることが考えられる。この状態が(c)である。さらにき裂が進展すると(d)のようにティアリッジが増加し、最終的には(e)に示すようなティアリッジを多く含む破面が形成される。

Maeno ら¹⁶⁾による最近の研究で、極低 C 鋼に Ni を添加したときの靱性向上効果は、低温域における転位移動の活性化エネルギーの低下、すなわち転位易動度の上昇に帰着できることが示された。これは、脆性き裂の発生特性に関する知見であるが、アレスト性にも転位の易動度が影響する可能性はあると考えられる。

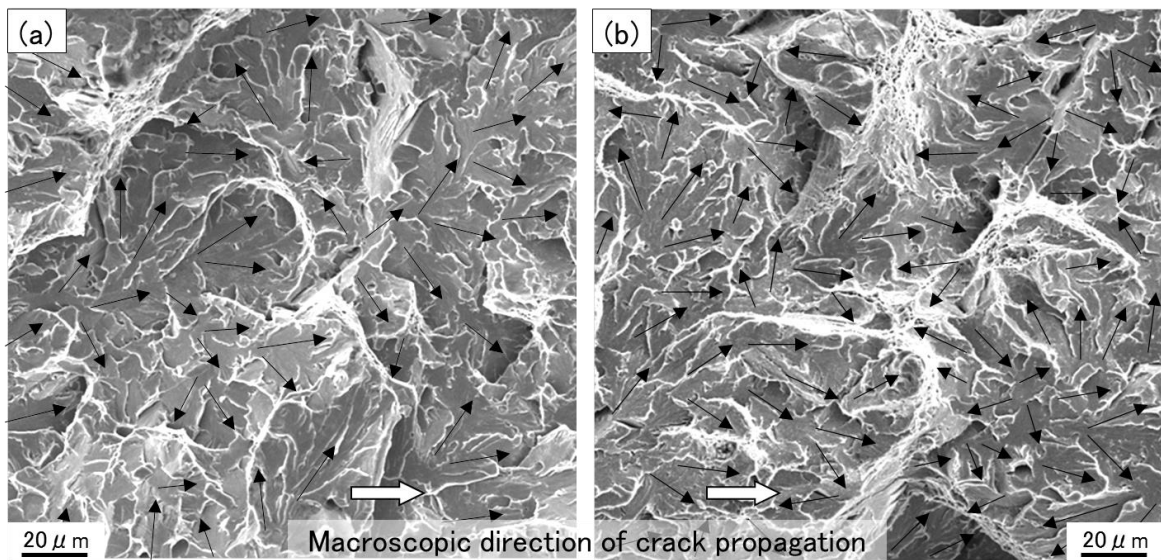


Fig. 2-18. Examples of crack propagation directions for (a)1.4%Mn (Steel A1) and (b)1.4%Mn-1%Ni steels (Steel C1).

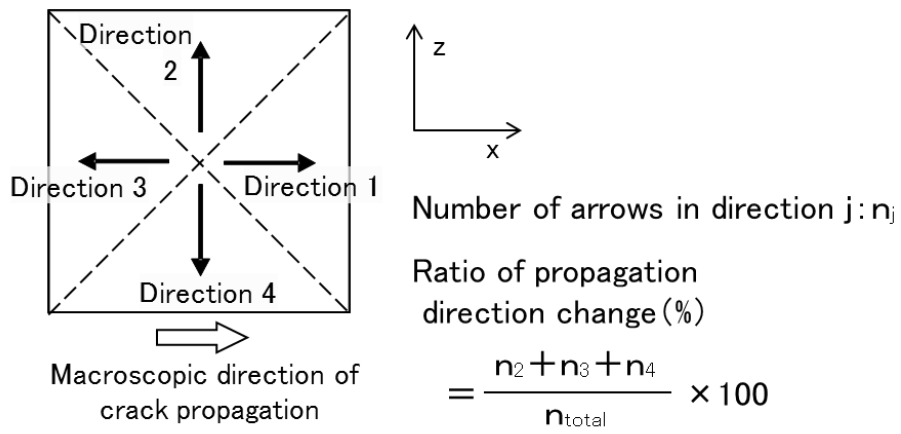


Fig. 2-19. Definition of ratio of propagation direction change.

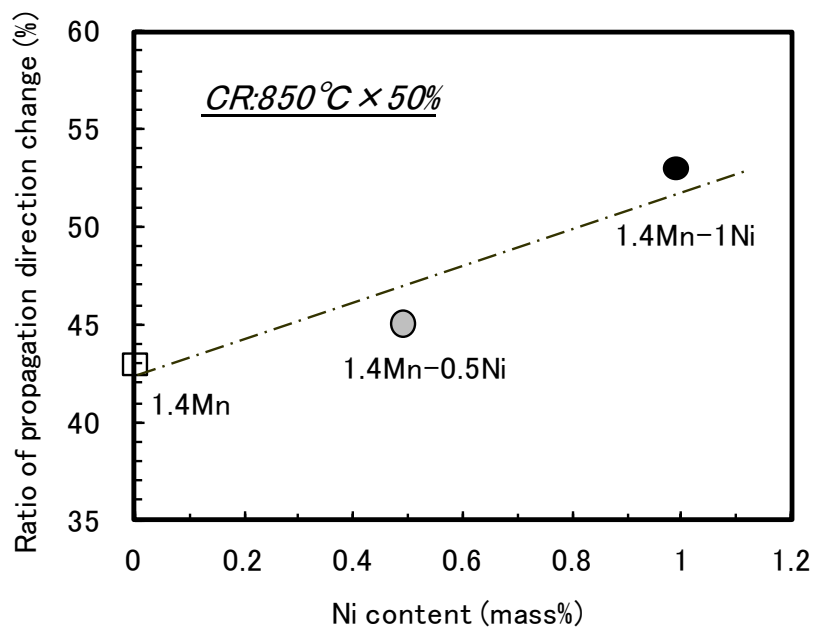


Fig. 2-20. Relationship between Ni content and ratio of propagation direction change.

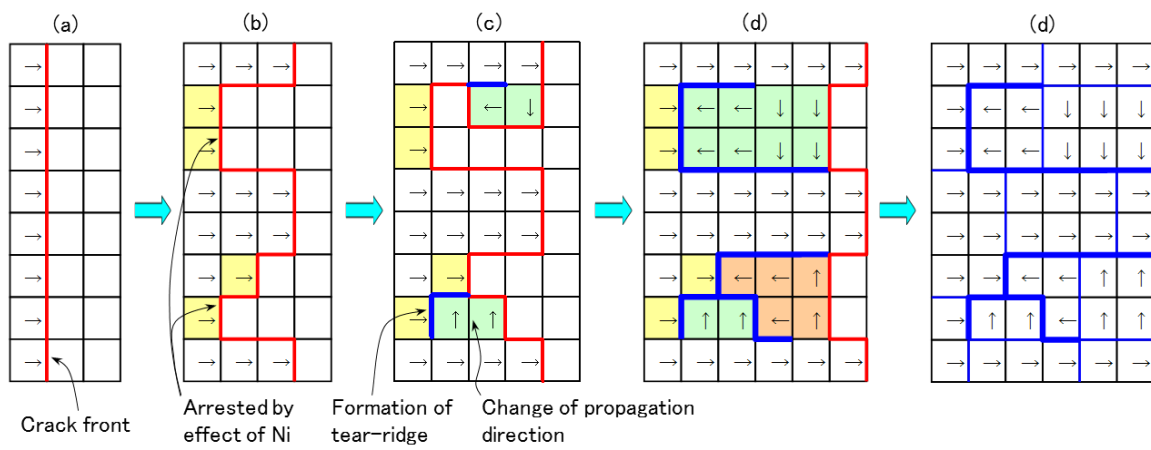


Fig. 2-21. Schematic illustration showing the mechanism for improvement of arrest toughness by Ni addition.

2.2.5 まとめ

高強度鋼のアレスト性支配因子の明確化を目的に、実験室溶解・圧延により製造した板厚 25 mm の鋼板を用いて小型 ESSO 試験を行うことにより、アレスト性におよぼす有効結晶粒径と Ni の影響について検討した。得られた知見を以下に示す。

- (1) CR 強化（低温圧延化，累積圧下率増加）によりアレスト性は向上した。この効果は組織微細化によるものと解釈され，破面単位の $-1/2$ 乗とアレスト性指標との間には直線関係が成り立つことを確認した。
- (2) アレスト性におよぼす有効結晶粒径の影響度は， α + ベイナイトおよびベイナイト主体組織鋼と α + パーライト鋼とでほぼ同等であった。
- (3) Ni 添加によりアレスト性は向上した。Ni による破面単位の微細化は認められず，き裂伝播方向のランダム化や延性破面率の増加が確認された。したがって，Ni の効果はマトリクス靱性の向上に起因するものと推察される。
- (4) Mn 増量による明瞭なアレスト性向上効果は認められなかった。

2.3 アレスト性におよぼす二相域圧延の効果

2.3.1 目的

前節では，アレスト性向上のためには Ni 添加と γ 低温域における強 CR (Controlled Rolling) が有効であることを示した．ところが，YP 390 N/mm² 級の厚手材では仕上温度が低すぎると表層部に粗大な α 粒が生成し，強度とアレスト性が低下してしまうという問題が確認されていた．そのため著者らは， A_{r3} 変態点直上の温度域において累積圧下率を高めた CR を行うことを厚手高アレスト鋼の基本的な製造指針として開発を行ってきた．

一方で近年 CR を A_{r3} 変態点以下の温度域まで拡張した二相域圧延（以下 ICR : Inter-Critical Rolling と表記）を活用した高アレスト鋼が開発されている¹⁷⁾．ICR の活用自体は古くから検討されており，適切な条件で実施すれば強度，靱性を向上させることが判明している¹⁸⁾が，高張力鋼のアレスト性向上に関する検討例は見当たらない．そこで本節では，YP 460 N/mm² 級の実機スラブを用いた板厚 25 mm 材のラボ圧延を行い，強度，アレスト性を向上させる手段としての ICR 活用の可能性を検討した．

2.3.2 実験方法

供試鋼は 0.09%C-0.1%Si-1.6%Mn-0.01%P-0.003%S (mass%を%と略記)を主成分とする C_{eq} : 0.42 %の鋼である。 Ar_3 は小型シミュレータ試験の結果から 670~700 °Cと推定された。 235 mm厚の実機スラブを幅 210 mm, 長さ 190 mmに切断して, 実験室圧延機により板厚 25 mmの鋼板を製造した。 熱間圧延は, 1150 °Cで 90 min (5.4 ks) 加熱し, 1000 °Cから粗圧延を行った後, 種々の条件で CR および ICR を実施した。 圧延後は測温してから直ちに水量密度 $1 \text{ m}^3/\text{m}^2 \cdot \text{min}$ の条件で室温まで ACC (Accelerated Cooling) を行い, その後 550 °Cで 15 min (900 s) のテンパー処理を施した。 詳細な圧延水準を Table 2-3 に示す。 CR と ICR を合わせた累積圧下率は 50 % または 75 %とした。 CR, ICR の開始温度はそれぞれ 780 °C, 700 °Cをベースとして, 累積圧下率 50 %の条件では ICR の比率を 0, 50 %と変化させ, 累積圧下率 75 %では ICR 比率を 0, 31, 50, 67, 100 %の水準で変化させた。 また, ICR 比率が 50 %の条件で, ICR 開始温度を 660, 740 °Cと変化させた。

鋼板の $t/4$ (t : 板厚)部から圧延方向 (RD), 圧延直角方向 (TD)に A2 号引張試験片 (平行部 6ϕ , GL: 24 mm)を採取し, RD 方向に 2mmV ノッチシャルピー, シェブロンノッチシャルピー試験片を採取した。 一部の供試鋼については, Fig. 2-22 に示すように, RD とのなす角が 23, 45, 67, 90° となるようにシェブロンノッチシャルピー試験片を採取して試験に供した。 また, RD および TD 垂直断面が観察できるようにマイクロサンプルを採取し, 光学顕微鏡 (OM)組織観察, EBSD 測定を行った。

なお, 本節の供試鋼では ESSO 試験を実施していないが, シェブロンノッチシャルピー試験の結果が ESSO とよく対応することが判明しているため, エネルギー遷移曲線を引き, エネルギー値が 70 J となるときの温度をアレスト性の指標 (cT_{70J})とした。 アレスト性評価手段としてのシェブロンノッチシャルピーの妥当性, および ESSO 試験結果との対応については, 第 5 章で示す。

Table 2-3. Manufacturing conditions of the steels tested.

Steel	Total reduction (%)	ICR ratio (%)	CR		Intermediate Thickness (mm)	ICR	
			Temp. (°C)	Reduction (%)		Temp. (°C)	Reduction (%)
H1	50	0	780	50	-	-	-
H2	50	50	780	30	35	700	29
H3	50	50	780	30	35	660	29
H4	75	0	780	75	-	-	-
H5	75	31	780	65	35	700	29
H6	75	50	780	50	50	740	50
H7	75	50	780	50	50	700	50
H8	75	50	780	50	50	660	50
H9	75	67	780	30	70	700	64
H10	75	100	-	-	100	700	75

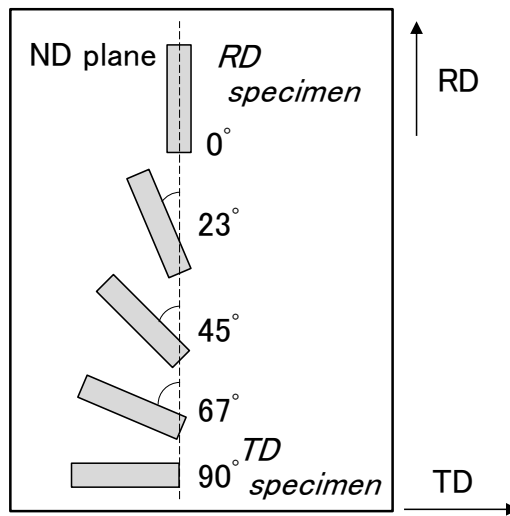
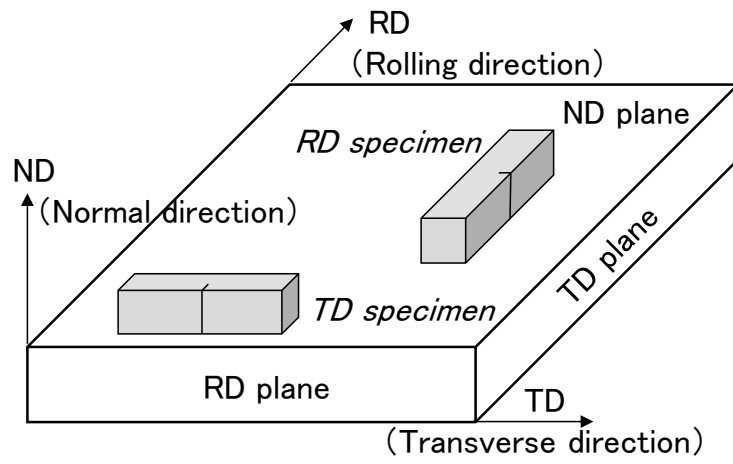


Fig. 2-22. Schematics showing direction of chevron-notch Charpy test specimens.

2.3.3 実験結果および考察

(1) ミクロ組織，機械的性質におよぼす圧延条件の影響

累積圧下率 50 %，および，75 %で CR，ICR を行った代表的な供試鋼 H1，H2，H4，H7 の表下 1mm，t/2 部の TD 断面における OM ミクロ組織を Fig. 2-23 に示す．累積圧下率が 50 % の場合，ICR 比率 0 % (H1) では粗大な α がほとんど認められないが，ICR 比率 50 % (H2) では板厚各位置の温度が 60~70 °C 低いと推定され，表面はもとより t/2 部でも粗大な α が散見される．累積圧下率 75 % の場合は，全体的に組織が微細であることに加えて，ICR を行った鋼ではより伸長した加工 α が観察されるようになる．

t/4 部，TD 断面における OM ミクロ組織におよぼす ICR 比率，ICR 温度の影響を Fig. 2-24 に示す．また，これらに対応した EBSD 粒界マップを Fig. 2-25 に示す．(a)，(b)，(c)は累積圧下率 75 %での ICR 比率による変化を示し，(b)，(e)，(f)は ICR 温度による変化を示す．また，(b)，(d)は ICR 温度 700 °C，比率 50 %の場合における累積圧下率の影響を示す．OM 組織からは，累積圧下率 50 %よりも 75 %の方が全体的に粒径が微細であること，ICR 比率増加，ICR 温度低下にともない加工 α 分率が高くなることがわかる．EBSD 粒界マップでは，上述した結晶粒径の変化が視覚的に確認できる．すなわち，累積圧下率が 50 %の場合は ICR 比率を 50 %とすると加工 α が生成する分，平均粒径は粗大化するのに対し，累積圧下率 75 %では ICR により微細化している．これは，低温強加工 γ から変態した組織が微細であったことが主因と考えられるが， α 自体が加工されて細粒化した粒も混在している可能性がある．CR を実施せず ICR のみ行った場合 (ICR 比率 100 %)は加工 α 分率が増加し，平均粒径はわずかに大きくなった．これは ICR 中の板厚内部温度が若干高かったことに起因するものと推定される．ICR 温度の影響としては，700 °C のときに最も細粒となり，740 °C では若干粗大，660 °C では α の生成量が増えるため明らかに粗大化する．

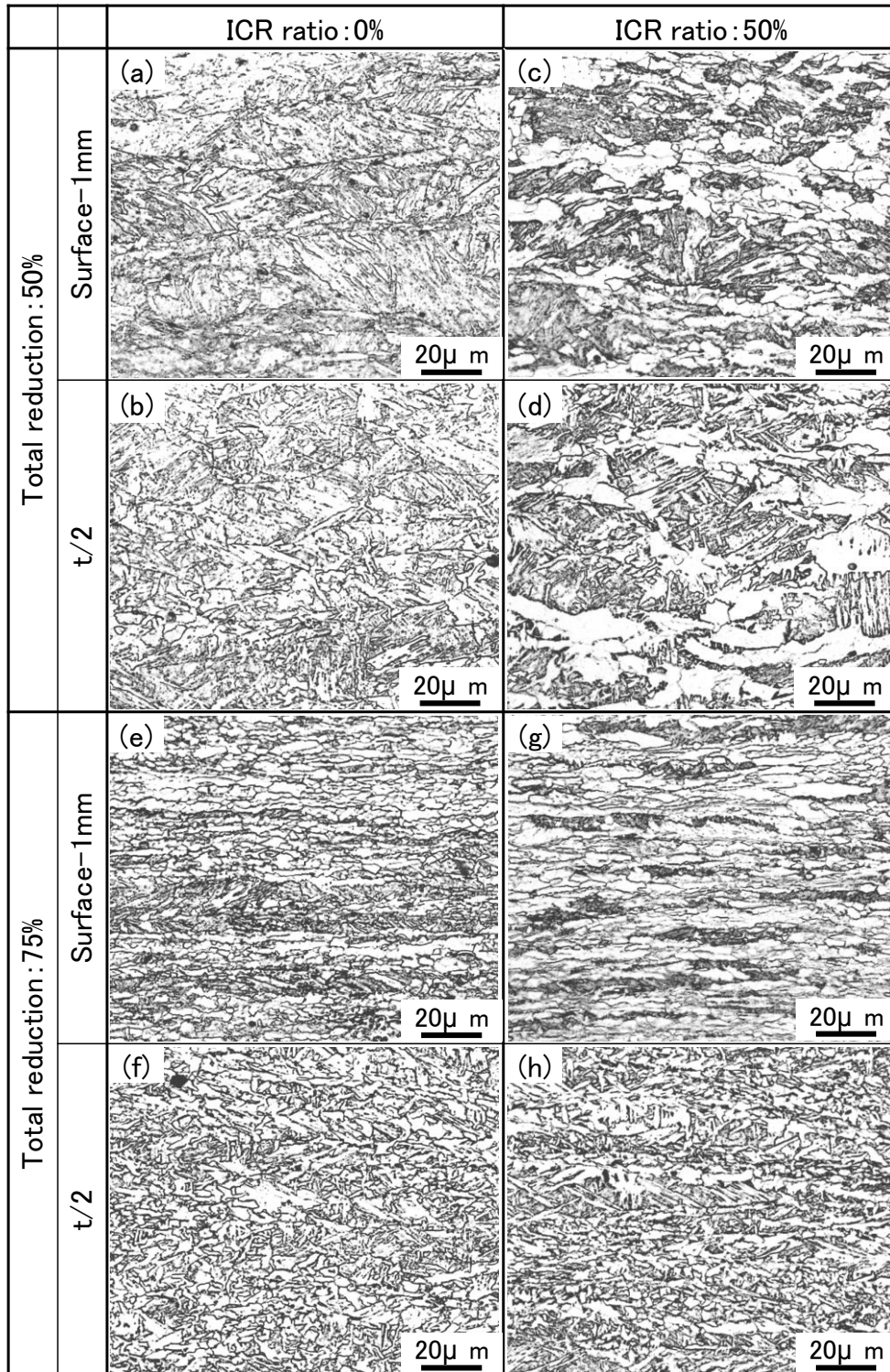


Fig. 2-23. Optical microstructures of the Steels H1, H2, H4 and H7 (TD cross section).

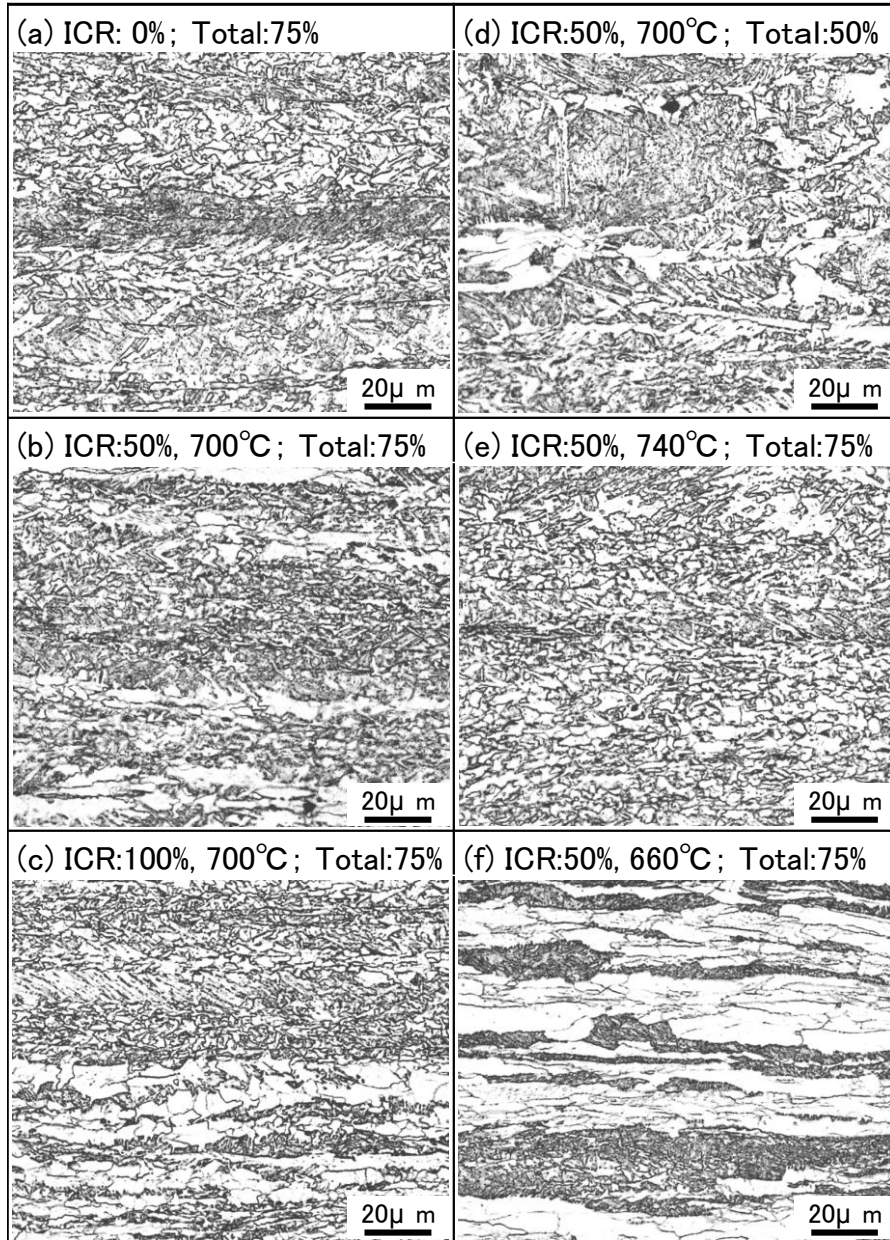


Fig. 2-24. Influence of ICR condition on optical microstructure (t/4, TD cross section).

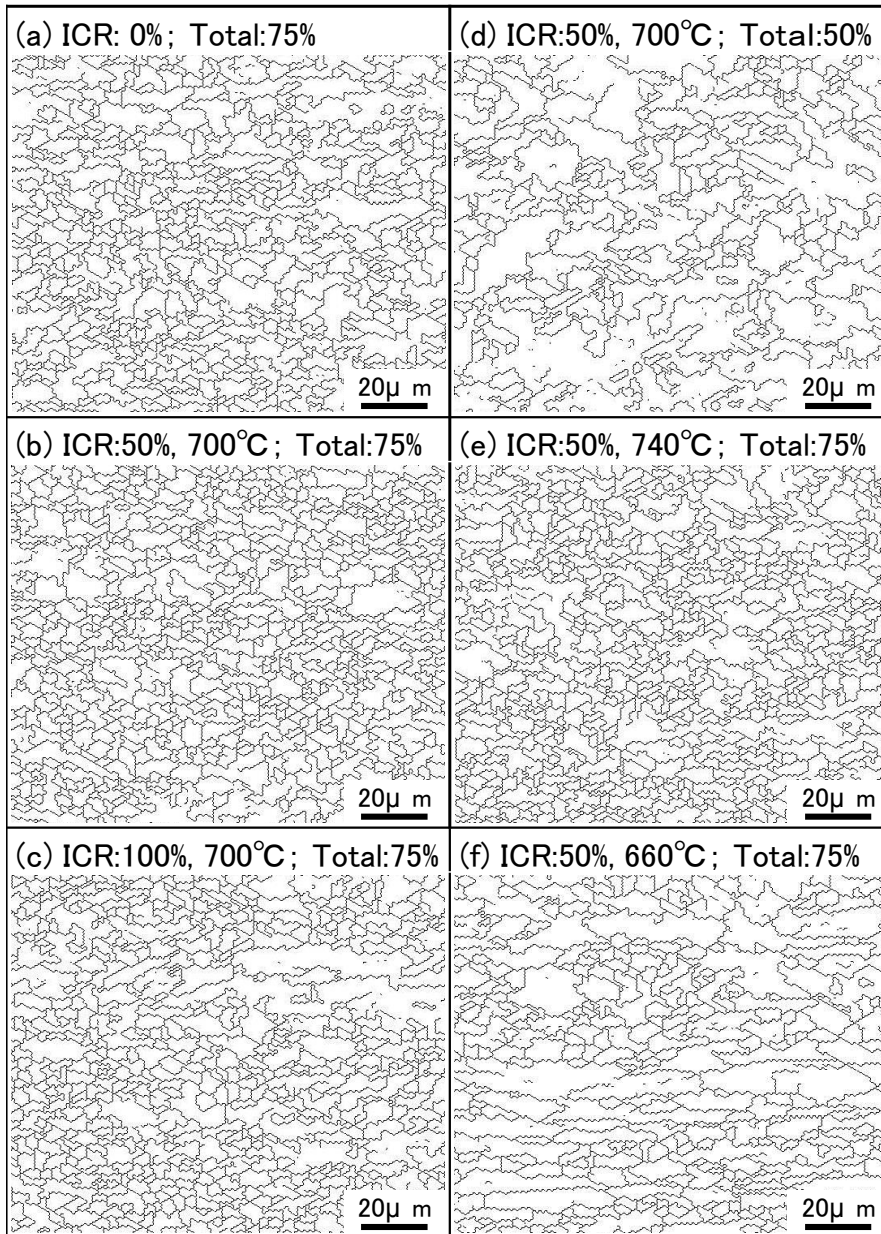


Fig. 2-25. Influence of ICR condition on grain boundary map
(t/4, TD cross section; Misorientation $\geq 15^\circ$).

同サンプルを用いて EBSD により求めた各板厚部位の結晶方位分布関数 (ODF: Crystalline Orientation Distribution Function) を Fig. 2-26 に示す. $t/4$, $t/2$ 部は圧縮ひずみを受けた γ から変態したときの典型的な集合組織となっており, 特に $t/2$ 部で $\{001\}\langle 110\rangle \sim \{112\}\langle 110\rangle$, $\{332\}\langle 113\rangle$ に強い集積が見られる. この方位はき裂の伝播方向である TD に対して $\{100\}$ 面が傾いているため, アレストには有利であると考えられる. $t/2$ 部の集合組織におよぼす圧延条件の影響を比較すると, 累積圧下率 75 % の場合の集積度が高いことは明らかであるが, ICR 比率や ICR 温度の影響は不明瞭である. これに対して表層部はランダムに近いが, 累積圧下率 75 % の場合にはせん断ひずみを受けた γ から変態したときに近い集合組織を呈し, ICR 比率の増加, ICR 温度の低下にともない, $\{110\}\langle 001\rangle$ の集積度が高まることがわかる. この方位は TD に $\{100\}$ 面が一致しているため, アレストには不利と考えられる.

ICR 比率にともなう YP , TS (TD 採取), および $vTrs$, cT_{70J} (RD 採取) の変化を Fig. 2-27 に示す. 累積圧下率 50 % では ICR によって強度, 靱性はともに低下する. これは前述したように組織が粗大化したためである. 一方, 累積圧下率 75 % では ICR を行っても強度はほとんど変化せず, 靱性は向上する傾向が認められる. この原因として, ICR 比率 50 % 程度までは組織微細化が影響し, それ以上では集合組織の寄与が大きくなるものと推測される.

ICR 比率 50 % の条件で ICR 温度を変化させたときの YP , TS , および $vTrs$, cT_{70J} の変化を Fig. 2-28 に示す. 強度は累積圧下率 50 % で ICR 低温化により若干低下するが, 75 % ではほとんど変化しない. 靱性の変化は, 累積圧下率 50 % では不明確であるが, 75 % では ICR 温度 700 °C と比べて 660 °C で向上する傾向が見られ, cT_{70J} でより顕著である. Fig. 2-24, Fig. 2-25 に示したように, 組織は明らかに粗大であるため, 集合組織が影響しているものと推察される.

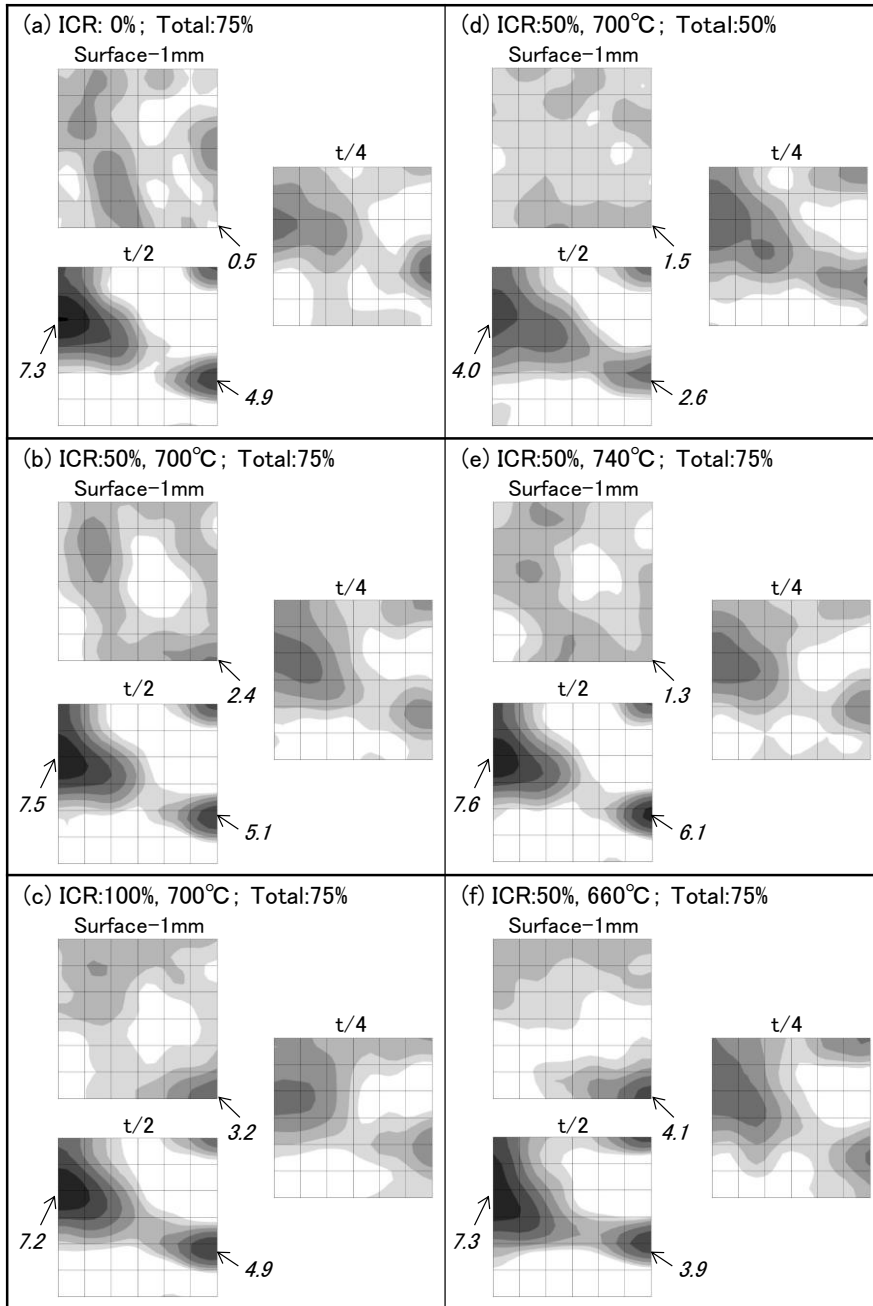
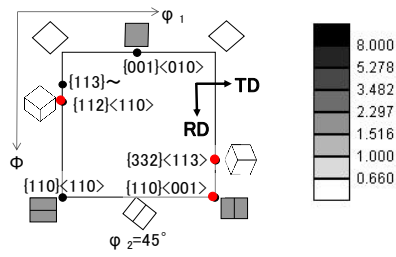


Fig. 2-26. Influence of ICR condition on crystalline orientation distribution function (Bunge; $\phi_2=45^\circ$).

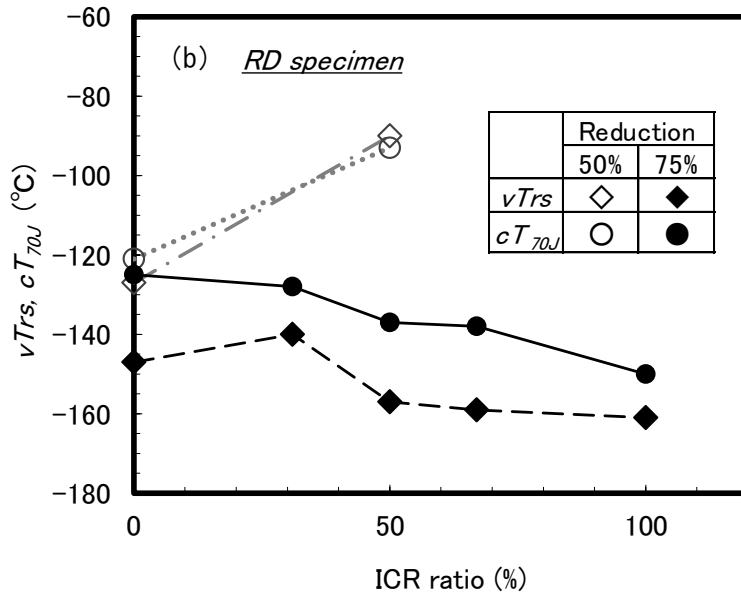
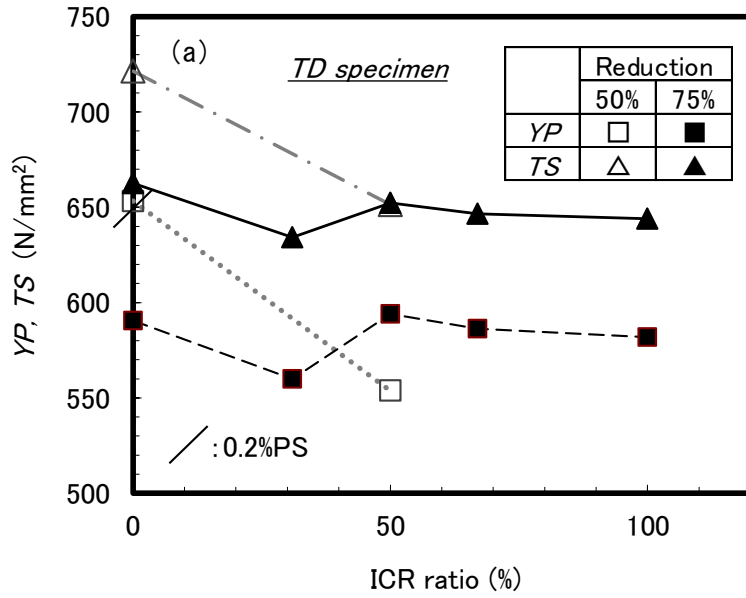


Fig. 2-27. Effect of ICR ratio on (a) YP, TS, (b) vTrs and cT_{70J} (ICR temperature: 700 °C).

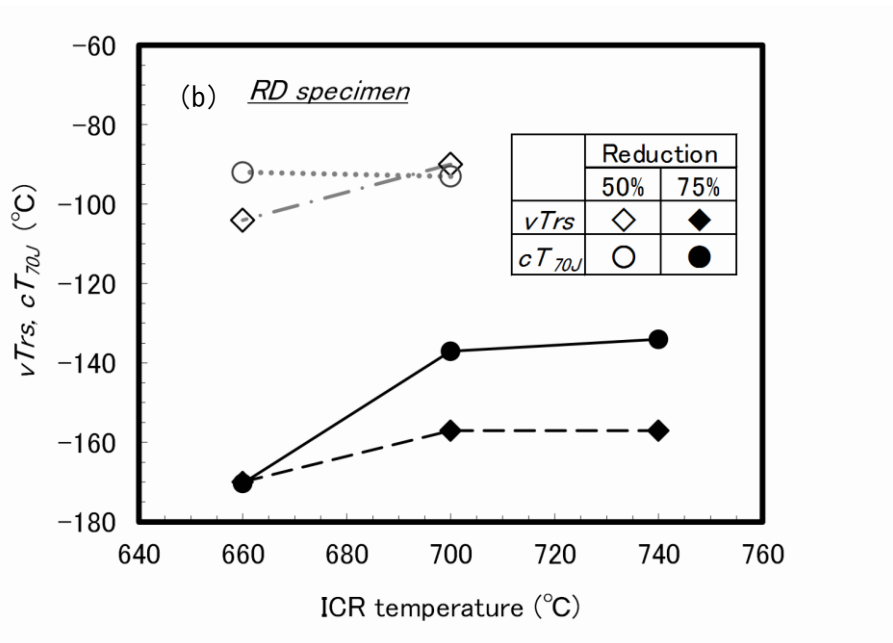
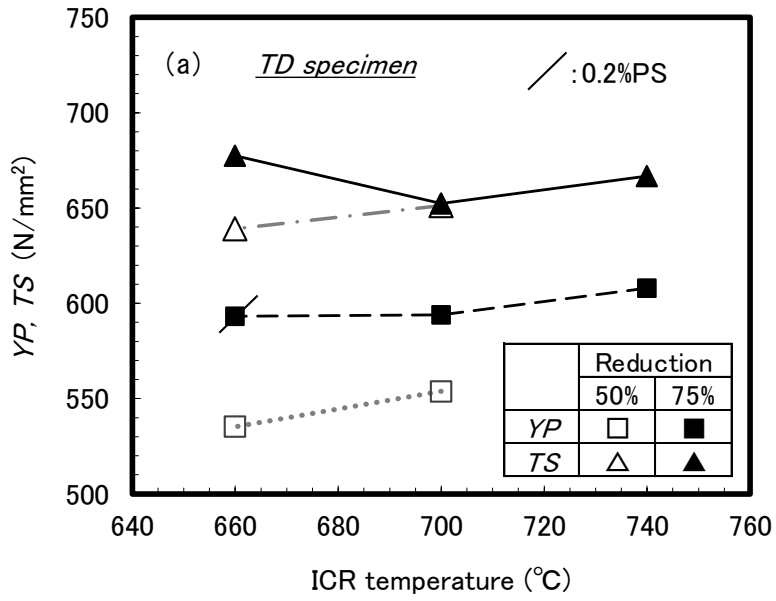


Fig. 2-28. Effect of ICR temperature on (a) YP , TS , (b) $vTrs$ and cT_{70J} (ICR ratio: 50 %).

Fig. 2-29 に ICR 比率, ICR 温度にともなう集合組織強度の変化を示す. 集合組織強度を表す指標としては, 表層部については最も変化の大きい{110}<001>方位の強度比 ($I_{Surface}$), $t/2$ 部については集積度が高い{112}<110>と{332}<113>の強度比の平均値 ($I_{t/2}$)とした. 全厚での指標 (I_{Total})は, これらを加えたものとした. Fig. 2-29 より, ICR 比率増加, ICR 温度低下にともない $I_{Surface}$ は増加するが, $I_{t/2}$ は変わらないか若干減少することがわかる. {110}<001>はアレスト性に不利な方位であるため, その集積度増加が cT_{70J} の低温化に寄与したとは考えにくい. したがって, 板厚部位によって集合組織が大きく異なることがアレストには有利であると推察される. 各部位で異なる方向に脆性き裂が進展しようとするれば, その間はせん断でつながることでエネルギーが消費され, 全体としてはき裂の伝播が抑制されると解釈できる. 板厚方向の集合組織分布が大きくなることは I_{Total} の増加に対応すると考えられ, Fig. 2-29 から ICR 条件の厳格化により I_{Total} も増加することが確認される. Fig. 2-30 に示すように, I_{Total} が増加するほど cT_{70J} が低温化する傾向が認められ, 詳細なメカニズムは明らかではないものの, 板厚方向の集合組織分布がアレスト性に影響をおよぼしていることが示唆される.

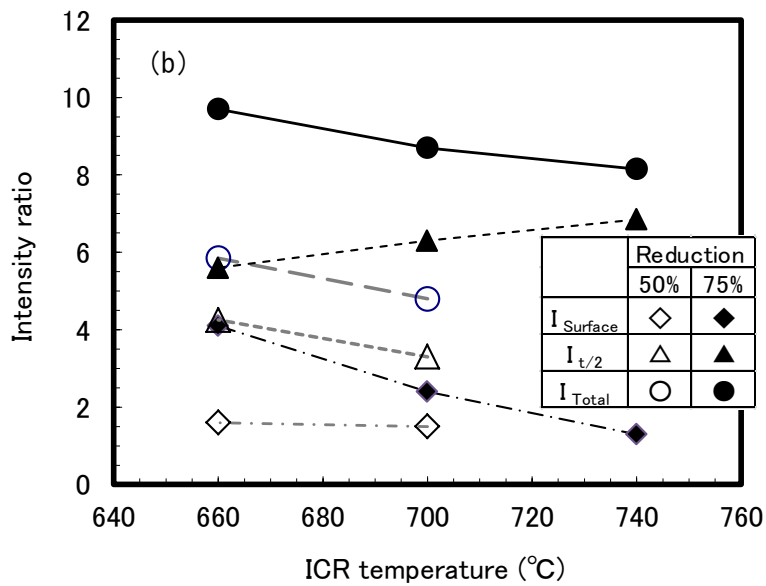
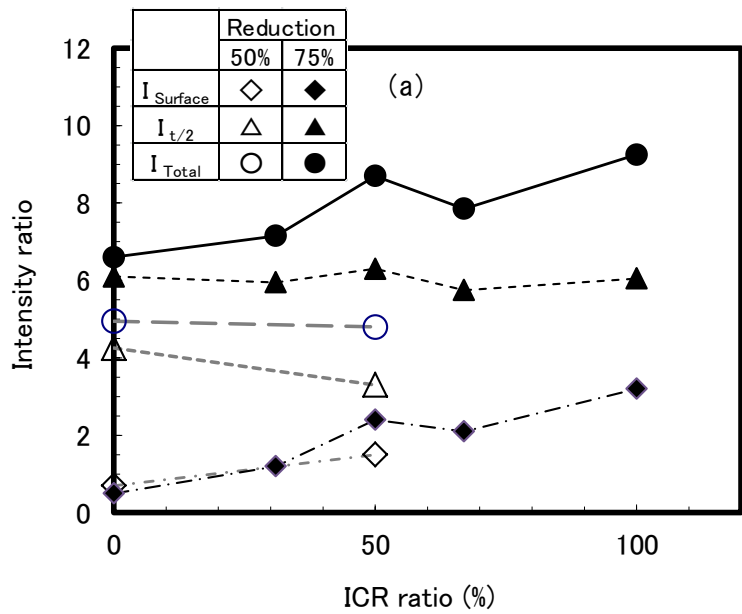


Fig. 2-29. Change in texture with (a) ICR ratio and (b) ICR temperature.

$$I_{Surface} = I_{\{110\}\langle 001 \rangle} ; \quad I_{t/2} = (I_{\{112\}\langle 110 \rangle} + I_{\{332\}\langle 113 \rangle}) / 2$$

$$I_{Total} = I_{Surface} + I_{t/2}$$

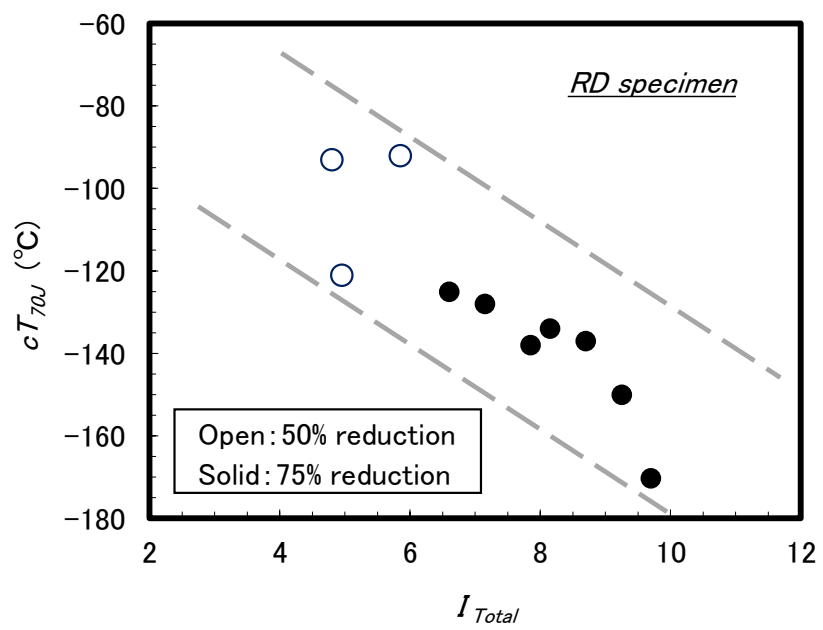


Fig. 2-30. Relationship between I_{Total} and cT_{70J} .

(2) アレスト性の異方性におよぼす圧延条件の影響

累積圧下率が 50 % および 75 % で ICR 比率が 0, 50, 100 % の場合の cT_{70J} の異方性 (試験片採取時の RD とのなす角による変化) を Fig. 2-31 に示す. 累積圧下率が 50 % の場合, ICR 比率 50 % での異方性は ICR 比率 0 % (CR 材) よりも小さくなっている. 一方, 累積圧下率が 75 % の場合, ICR 比率 0 % では採取方向による cT_{70J} の差は 10 °C 未満であるが, ICR を適用すると 15 °C 以上となり, 特に ICR 比率 100 % や ICR 温度 660 °C の場合には 30 °C 以上と大きくなるのがわかる. ICR の適用により圧延時間が 20~50 % 増加したことも考慮し, 実用的観点からは, ICR 温度 700 °C, ICR 比率 50 % 程度が限度と考えられる.

ICR によりアレスト性に異方性が生じた原因としては, まず結晶粒径の差異が考えられる. ICR: 700 °C × 75 % (ICR 比率: 100 %) 材の RD 断面 (TD-ND) および TD 断面 (RD-ND) のマイクロ組織の比較を Fig. 2-32 に示す. RD 面では粗大な α は目立たないが, TD 面では伸長した加工 α が明瞭に観察される. これは, 結晶粒が TD よりも RD 方向に伸長していることを示しており, RD 面で測定される粒径よりも TD 面で測定される粒径の方が粗大であることに対応する. したがって, RD 採取 (き裂は TD 伝播) に比べて TD 採取 (RD 伝播) ではアレスト性が低下するものと考えられる. RD, TD 断面での EBSD 解析から求めた粒径と, 対応する cT_{70J} との関係を図 2-33 に示す. ここでの EBSD 粒径は, 粗大粒の影響が反映されやすい加重平均値とした. ICR 温度 660 °C の場合を除けば, cT_{70J} は EBSD 粒径の -1/2 乗で概ね整理できる. したがって, アレスト性の異方性に粒径が影響していることは確実であろう.

Fig. 2-33 で ICR 温度 660 °C のプロットが大きく逸脱していたことから, 集合組織の関与も予想される. 本供試鋼は 25 mm 厚であるから, シャルピー試験片は表下 1 mm から t/2 近傍まで含むことになる. Fig. 2-26 より, 板厚方向全体としては t/2 部の集合組織が支配的であり, Inagaki ら¹⁹⁾が示したように, RD に対して 45° 方向の靱性が低下すると考えられる. ここであらためて Fig. 2-31 (b) を眺めると, 粒径影響のみであれば cT_{70J} は直線的に増加するはずだが, 45° 付近で上に凸の形状を呈しているようにも見える. ただし, シャルピーの遷移温度では 10 °C 程度の誤差は避けられないことから, 集合組織の影響を見極めるためにはさらなる検討が必要である.

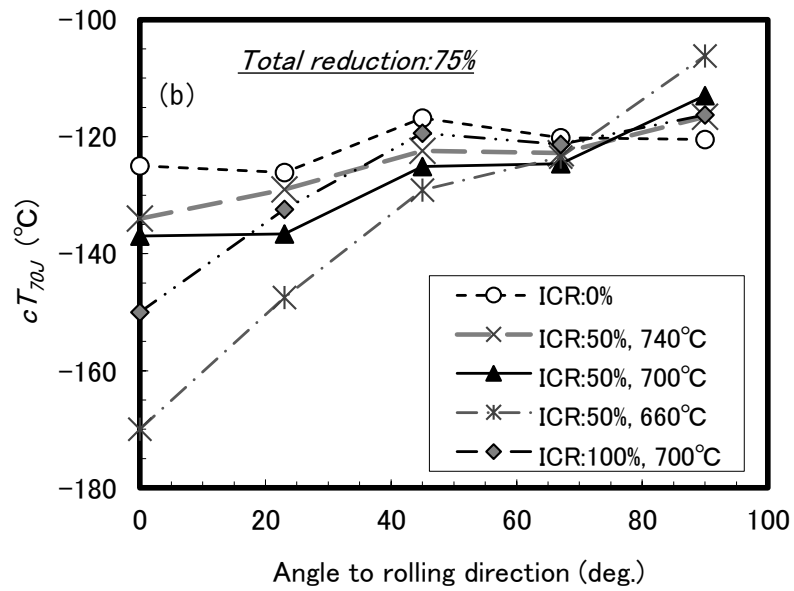
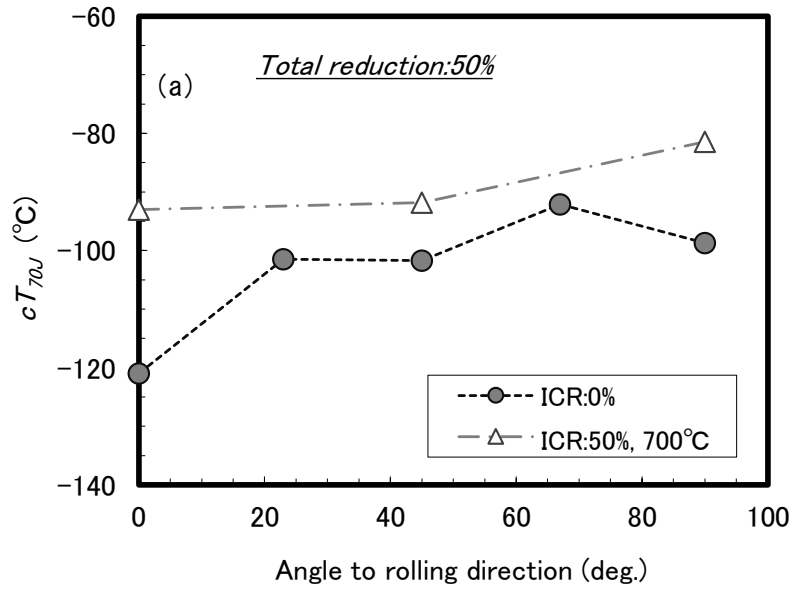


Fig. 2-31. Effect of angle to rolling direction on cT_{70J} .
Total reduction is (a) 50 % and (b) 75 %.

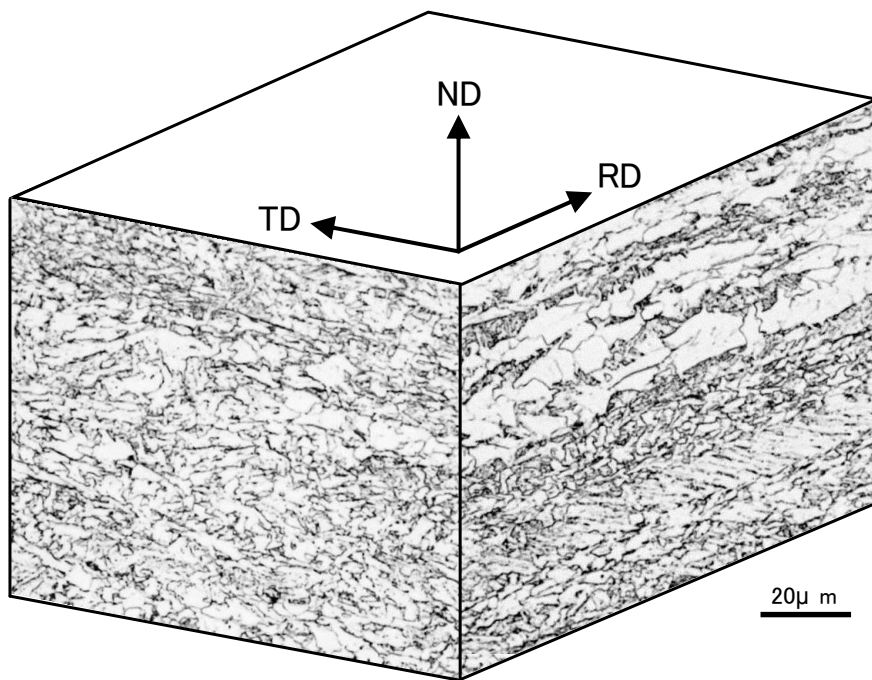


Fig. 2-32. Comparison in optical microstructures between TD (RD-ND) and RD (TD-ND) sections of the Steel H10.

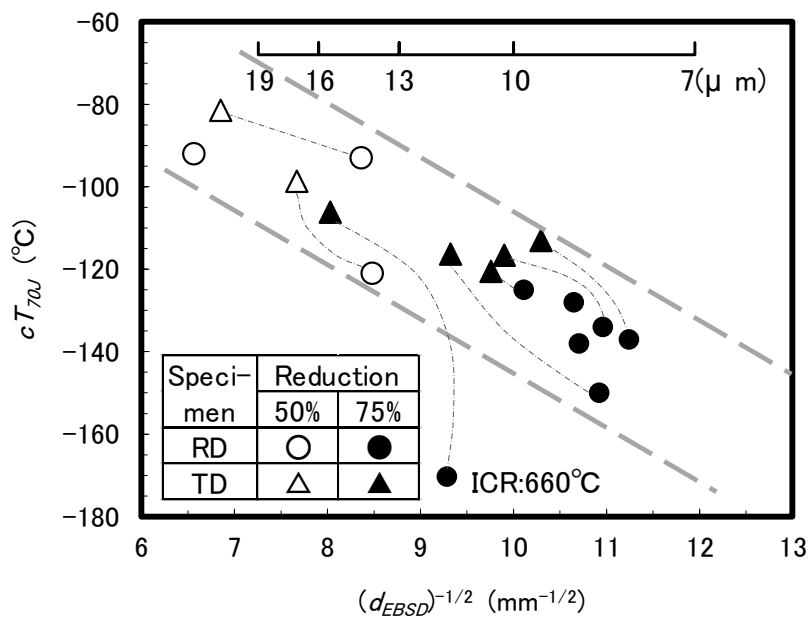


Fig. 2-33. Relationship between d_{EBSD} and cT_{70J} .

以上から、累積圧下率を十分確保する前提で ICR を適用することにより、試験片を RD 方向に採取した場合のアレスト性は向上する一方で、TD 方向に採取した場合のアレスト性は低下、すなわち異方性は増大することが判明した。アレスト性の異方性の原因は概ねマイクロ組織(結晶粒径)に起因するものと解釈されるが、集合組織も影響している可能性がある。厚手材では集合組織の影響がより顕著になることを知見しており、その詳細は第 4 章で報告する。

2.3.4 まとめ

本節では、高張力鋼のアレスト性向上の手段として二相域圧延活用の可能性を検討するため、*YP 460 N/mm²*級実機スラブを用いたラボ圧延により 25 mm 厚の鋼板を製造し、アレスト性におよぼす結晶粒径や集合組織の影響、および異方性について検討した。得られた知見を以下に示す。

- (1) CR の累積圧下率が 50 % 程度以下の場合、その一部を二相域で行っても組織は微細化せず、強度、靱性、アレスト性は向上しない。
- (2) CR の累積圧下率が 75 % と大きい場合、その半分程度以上を二相域で行うことにより組織は微細化し、強度を低下させることなく靱性、アレスト性を向上させることができる。
- (3) 二相域圧延の適用により靱性、アレスト性に異方性が生じる。その原因は、圧延方向への結晶粒の伸長度(切断面による結晶粒径の差異)に概ね帰することができるが、強度の二相域圧延材では集合組織の影響も示唆される。

2.4 アレスト性におよぼす脆化相の影響

2.4.1 目的

一般に、マトリクスよりも硬くて脆い相（脆化相）の存在は、脆性き裂発生特性を低下させることが知られている。一方、き裂が高速で伝播している状況においては、き裂の停止しやすさにおよぼす脆化相の影響はそれほど大きくないと考えられている。しかしながら、その根拠となる従来知見は見当たらない。また、高強度鋼ほど脆化相に対する感受性が高くなり、発生特性が低下しやすいと考えられることから、アレスト性への影響も顕在化してくる可能性がある。そこで本節では、鋼材における一般的な脆化相であるセメンタイト(θ)に着目し、炭素等量(C_{eq})を一定として C と Mn の比を変化させたラボ溶解インゴットを用いて 25 mm 材を製造し、アレスト性におよぼす θ の影響について検討した。

2.4.2 実験方法

供試鋼は 0.3%Si-0.008%P-0.003%S-0.01%Nb-0.01%Ti-0.03%Al-0.004%N をベースに C/Mn を 4 水準変化させた鋼 J, K, L, M であり, C, Mn 量および C_{eq} を Table 2-4 に示す. 50 kg または 150 kg 真空溶解炉で溶製したインゴットを用いて, 実験室圧延機により 25 mm 厚の鋼板を製造した. 熱間圧延は, 1150 °C で 90 min (5.4 ks) 加熱し, 1000~1050 °C での粗圧延, 800 °C × 50 % の CR (Controlled Rolling) を行った後, 水量密度 $1 \text{ m}^3/\text{m}^2 \cdot \text{min}$ で室温まで ACC (Accelerated Cooling) を行い, 550 °C で 15 min (900 s) のテンパー処理を施した. 上記 CR 条件における A_{r3} は, 小型シミュレータ試験の結果から 720 °C 程度と推定された. 鋼板の $t/4$ (t : 板厚) 部から, 圧延直角方向 (TD) に A2 号引張試験片 (平行部 6ϕ , GL: 24 mm) を採取し, 圧延方向 (RD) に 2mmV ノッチシャルピー, シェブロンノッチシャルピー試験片を採取して, 試験に供した. アレスト性は鋼 J, M について, 300 mm 幅の小型 ESSO 試験により評価した. ミクロ組織については, RD および TD 垂直断面が観察できるようにサンプルを採取し, 光学顕微鏡 (OM) 組織観察, EBSD 測定を行った. また, θ の状態を観察するため, TD 断面ミクロサンプルを用いて $t/4$ 部からレプリカを採取して, TEM (Transmission Electron Microscope) 観察を実施した.

テンパー温度により θ を変化させたときの影響を調査するため, 鋼 K, M の ACC まま, および 450, 550, 650 °C テンパー材を用いて引張, V ノッチシャルピー, シェブロンノッチシャルピー試験を行った. また, 上記と同じ要領で OM 組織観察, 抽出レプリカ TEM 観察を実施した.

Table 2-4. C and Mn contents of the steels tested.

Steel	C	Mn	C/Mn	C_{eq}^*
J	0.029	1.88	0.015	0.342
K	0.070	1.65	0.042	0.345
L	0.110	1.38	0.080	0.340
M	0.150	1.15	0.130	0.342

$$* C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$$

2.4.3 実験結果および考察

(1) ミクロ組織，機械的性質におよぼす C/Mn の影響

t/4 部における RD 断面ミクロ組織， θ の分散状態におよぼす C/Mn の影響を Fig. 2-34 に示す。OM では第二相の見え方に若干差があるが， α の分率や粒径はほぼ同等である。EBSD 粒径にも有意差は認められなかった。 θ は α 中にはほとんど見られず，第二相（ベイナイト）中や粒界に存在している。また，C/Mn が大きいほど， θ のサイズ，個数が増加することが確認できる。

C/Mn にともなう YP ， TS ， $vTrs$ ， cT_{70J} の変化を Fig. 2-35 に示す。 YP はほぼ一定であるのに対して， TS は C/Mn とともに上昇する傾向が見られる。 YP は粒径と対応するため，妥当な結果と考えられる。 TS は粒径の影響も受けるが，概ね構成相の強度の加重平均と考えられる。 α 分率はほぼ等しいことから， α または第二相の強度（硬さ）が異なっていると推察されるが，実測はしていない。 $vTrs$ ， cT_{70J} は C/Mn が小さいほど低くなっている。粒径には差がないことから， θ の影響と考えられる。 $vTrs$ は脆性き裂の発生特性と対応するとされるので，妥当な結果と考えられるが，アレスト性と対応する cT_{70J} も同様の変化を示すことは注目に値する。すなわち，脆性き裂が高速で伝播している状況においては，き裂のアレストしやすさに脆化相は影響しないと従来は考えられていたが，本結果は脆化相の寄与を示している。

Fig. 2-36 に小型 ESSO 試験の結果を示す。C/Mn が大きいほどアレスト性は低下する傾向が認められる。なお，0.11%C のデータは第 2 章の 2.2 で示した鋼 A1 のものである。CR 温度が 50 °C 高いが，EBSD 粒径はむしろ小さい（鋼 L: 6.7 μm に対して，鋼 A1: 6.1 μm ）ので，同一条件で比較しても C/Mn によるアレスト性の序列は変わらないと考えられる。TEM 写真を二値化して画像解析により求めた θ の平均円相当径と cT_{70J} ， $T_{Kca4000}$ の関係を Fig. 2-37 に示す。C/Mn による cT_{70J} ， $T_{Kca4000}$ の変化は， θ 径の変化で解釈できることがわかる。

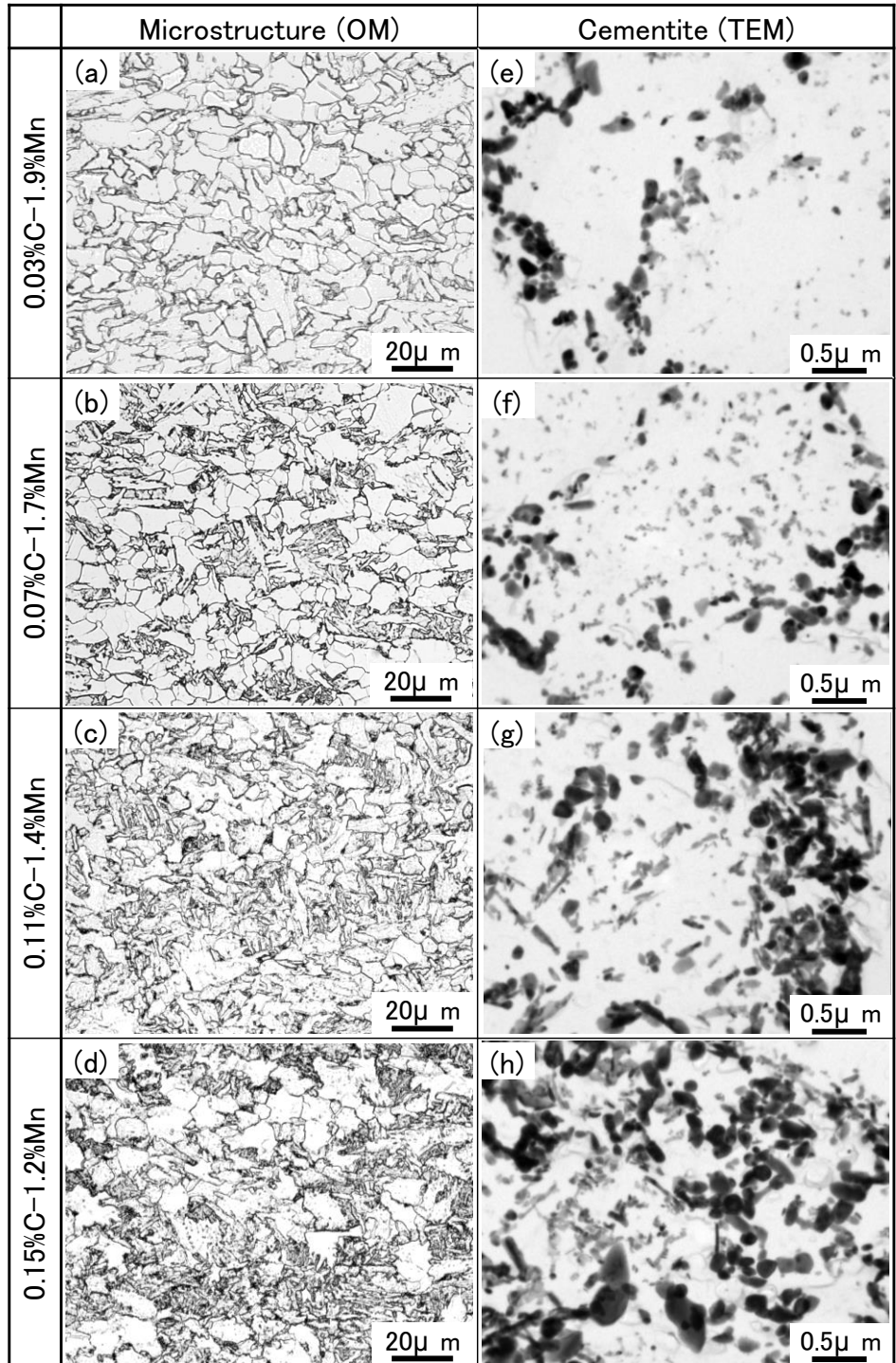


Fig. 2-34. Optical microstructures (TD cross section) and distribution of cementite for the Steels J, K, L and M.

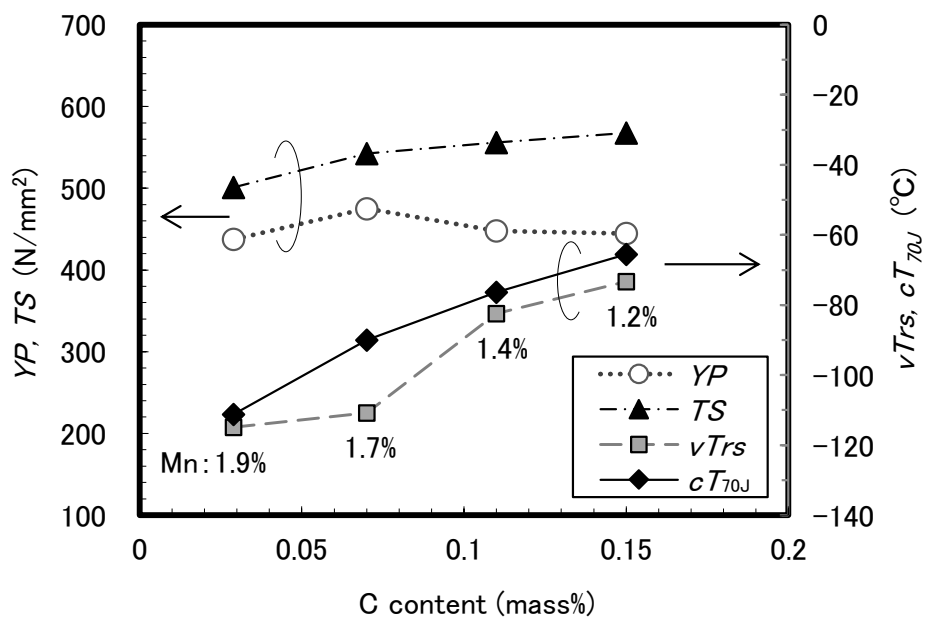


Fig. 2-35. Effect of C/Mn on YP, TS, vTrs and cT70J.

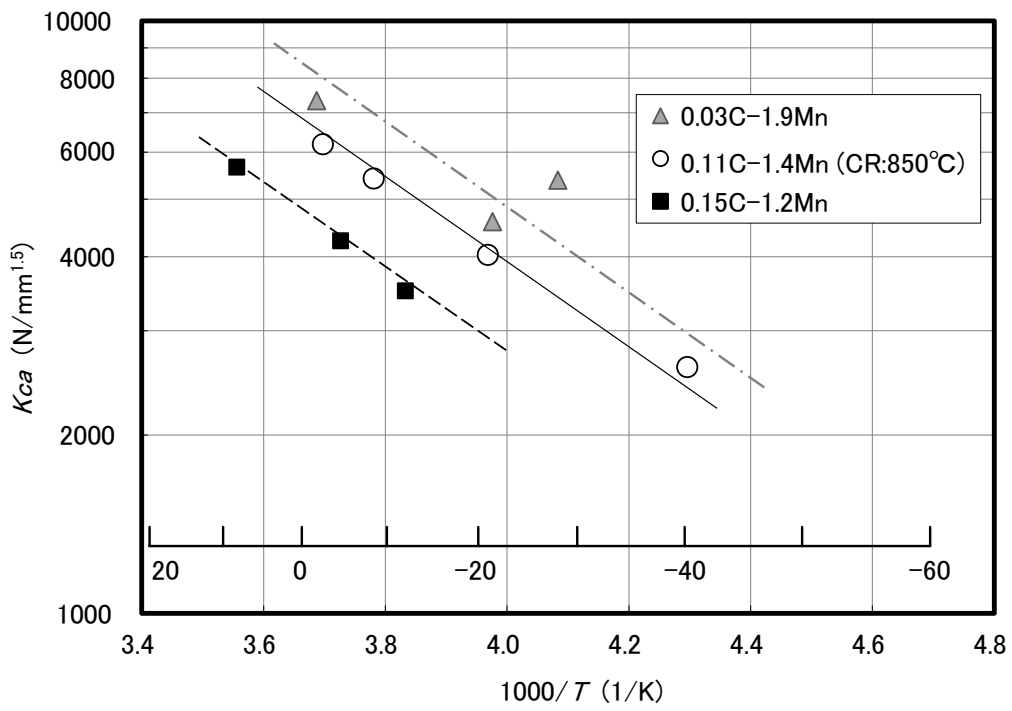


Fig. 2-36. Compact ESSO test result.

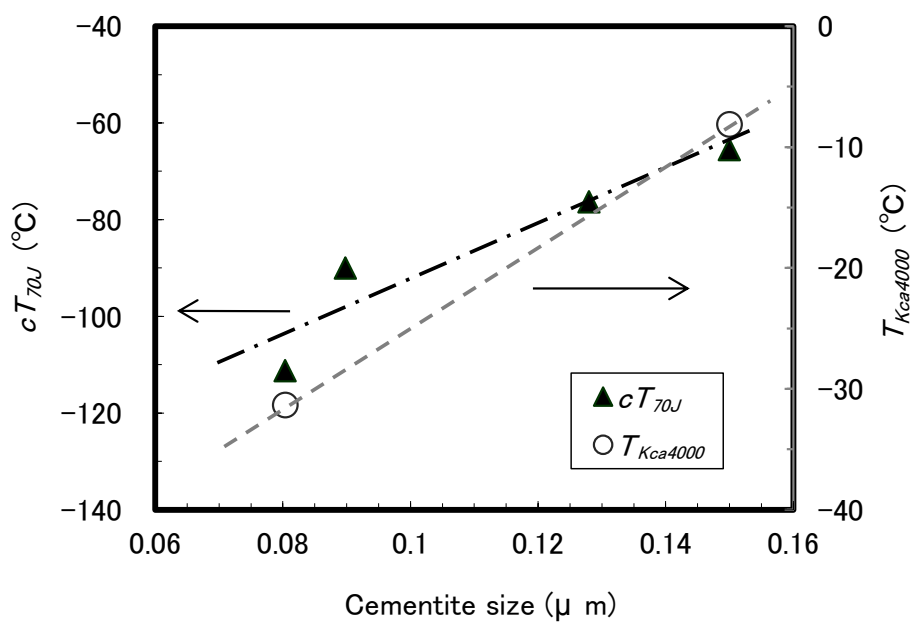


Fig. 2-37. Effect of cementite size on cT_{70J} and $T_{Kca4000}$.

(2) ミクロ組織，機械的性質におよぼすテンパー温度の影響

0.07%C および 0.15%C でテンパー温度を変化させたときの OM ミクロ組織， θ 分散状態の変化を Fig. 2-38 に示す．OM 組織の変化は不明確であるが， θ はテンパー温度が高いほど粗大化することが確認される．C 量 0.07 % と 0.15 % で比較すると，後者の方が θ 径が大きく，量が多いことは前述した通りである．

テンパー温度にともなう YP ， TS ，および $vTrs$ ， cT_{70J} の変化を Fig. 2-39 に示す．ACC ままでは YP ，または 0.2% 耐力 (PS) が低く，テンパー処理を施すと明瞭な降伏点が現れ，テンパー温度の上昇にともない YP は低下する． TS はテンパー温度にともない単調に低下する． $vTrs$ は，ACC まま材に対して 450 °C テンパーで一旦顕著に低温化（靱性向上）した後，テンパー温度上昇とともに緩やかに高温化する．一方 cT_{70J} は，ACC ままから 550 °C テンパーまでの差は小さいが，550 °C から 650 °C までの変化代は 15 °C 程度と大きい． $vTrs$ ， cT_{70J} の高温化はともに θ の粗大化に起因するものと考えられるが， cT_{70J} の変化の方が大きくなっている原因は，両者の強度依存性が異なるためと推測される．すなわち，アレスト性の指標である cT_{70J} は強度の影響をあまり受けないので，テンパー高温化による θ 粗大化の影響が直接反映されるのに対し，発生特性である $vTrs$ は強度低下による靱性向上効果で相殺されたため，上昇代が小さかったと解釈できる．

脆化相がアレスト性に影響するメカニズムとしては，粒界の効果を弱めることが考えられる．そもそも α 粒内には θ はほとんど存在せず，またベイナイトでも粒内には抵抗となるものはなく， θ の有無にかかわらずき裂は伝播してしまうと予想される．それに対して，粒界ではき裂の伝播方向が変わる必要があり，ティアリッジ（延性破面）形成を通じてエネルギーを消費することになるので，粒界に粗大な θ が存在する場合にはエネルギー吸収が阻害されるのではないかと思われる．その影響は何らかの形で破面に現れる可能性があるが，詳細な調査は行っていない．

アレスト鋼の成分設計を行ううえで，低 C 化や Nb，V，Ti 等の析出物形成元素を必要以上に添加しないことは，定性的には有利であると判断できる．

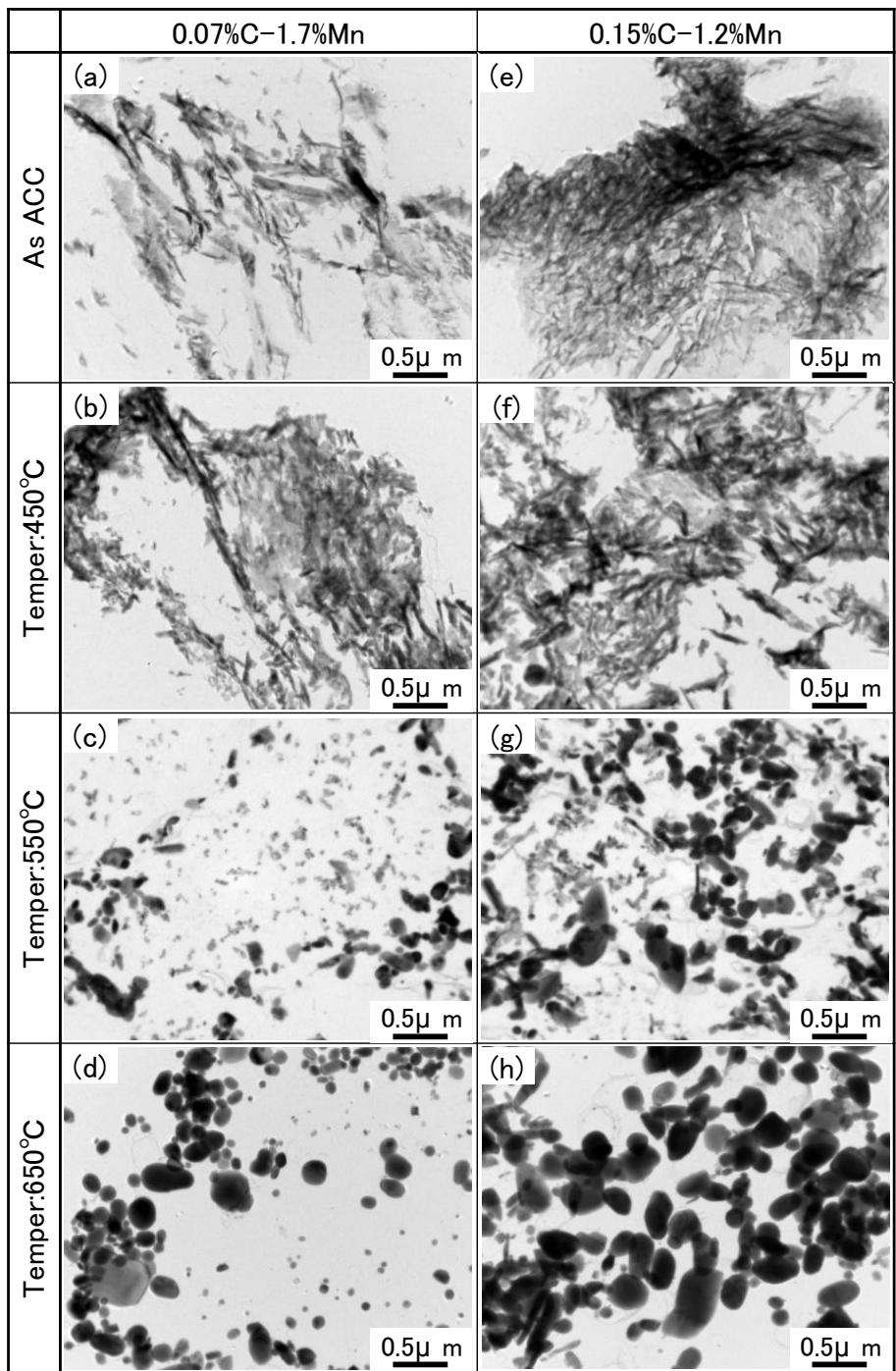


Fig. 2-38. Change in cementite distribution with tempering temperature for the Steels K and M.

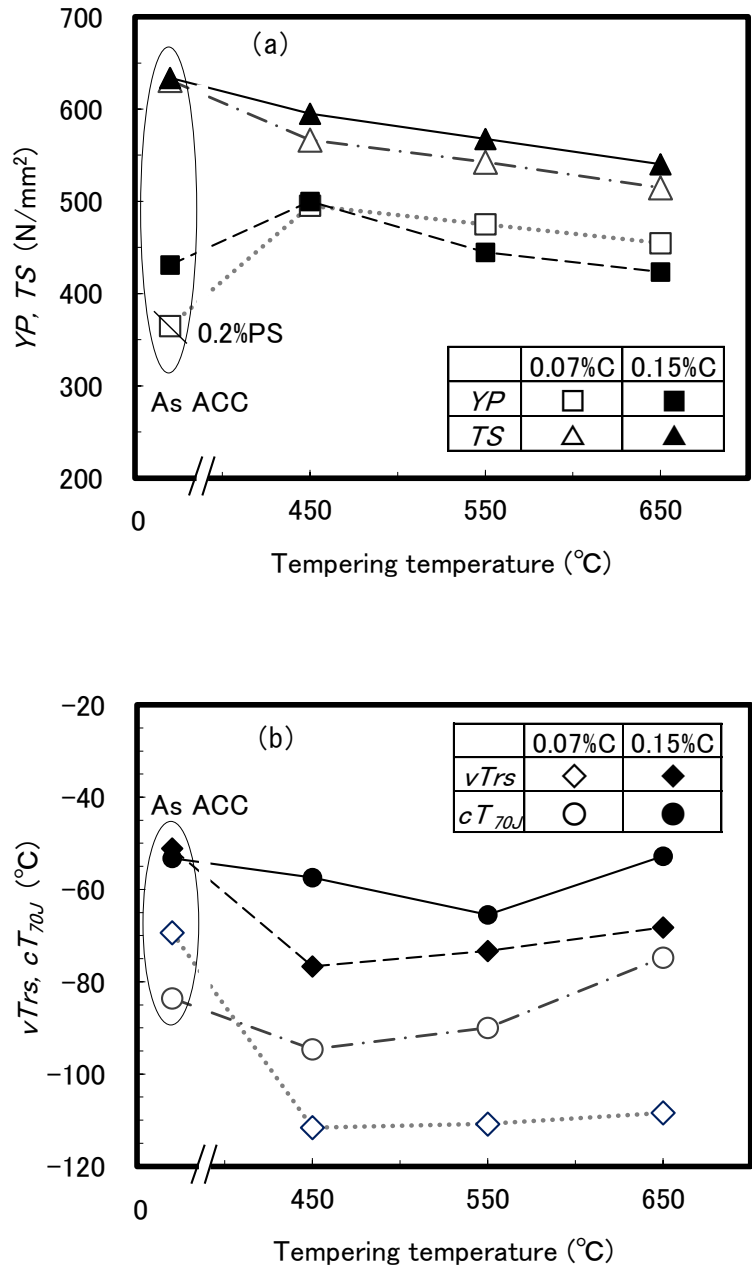


Fig. 2-39. Effect of tempering temperature on (a) YP , TS , (b) $vTrs$ and cT_{70J} for the Steels K and M.

2.4.4 まとめ

アレスト性支配因子を明確化する一環として、本節では C/Mn を変化させた実験室溶解インゴットを用いて 25 mm 厚の鋼板を製造し、アレスト性におよぼす脆化相（セメンタイト）の影響について検討した。得られた知見を以下に示す。

- (1) C/Mn 増加によりアレスト性が低下することを見出した。これはセメンタイトの粗大化、個数増加によるものと考えられ、セメンタイト径とアレスト性指標との相関を確認した。
- (2) テンパー温度の高温化によりセメンタイトを粗大化させた場合も、アレスト性が低下することを確認した。

したがって、低 C 化や Nb, V, Ti 等の析出物形成元素の多量添加回避、高温テンパーの回避は、アレスト性を確保するうえで有利と考えられる。

2.5 結言

本章では板厚 25 mm の実験室製造材を用いて、高張力鋼のアレスト性におよぼす有効結晶粒径、Ni、脆化相（セメンタイト）の影響を調査した。また、CR の温度域を低温側に拡張した二相域圧延の効果について検討した。

有効結晶粒径の微細化と Ni 添加により高張力鋼のアレスト性は向上することを確認し、これらの影響を定量的に把握した。両者のメカニズムは異なり、Ni の効果はマトリクス靱性の向上に起因することが示唆された。脆化相は、これまでアレスト性には影響しないと考えられていたが、セメンタイトの微細化によりアレスト性が向上することを明確に示した。

CR の延長としての二相域圧延は、適切な条件で実施すればアレスト性の向上に寄与することが判明した。その効果は、有効結晶粒径の微細化と板厚方向の集合組織分布に起因するものと考えられた。ただし、過度の二相域圧延はアレスト性の異方性を引き起こすことを確認した。

第 2 章の参考文献

- 1) ぜい性亀裂アレストじん性試験方法, WES 2815-2014, 日本溶接協会, (2014).
- 2) Y. Ohmori, H. Iwanaga, Y. Kawaguchi and F. Terasaki: *Tetsu-to-Hagané*, **62** (1976), 1017.
- 3) N. J. Petch: *J. Iron Steel Inst.*, **174** (1953), 25.
- 4) N. J. Petch : *Philos. Mag.*, **3** (1958), 1089.
- 5) F. B. Pickering and T. Gladman : *Iron Steel Inst. Spec. Rep.*, **81** (1963), 10.
- 6) 加藤雅治, 熊井真次, 尾中晋 : 材料強度学, 朝倉書店, 東京, (1999), 65.
- 7) F. B. Pickering: Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Development, Kyoto, (1971), 9.
- 8) S. Matsuda, Y. Inoue, H. Mimura and Y. Okamura: Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Development, Kyoto, (1971), 45.
- 9) T. Kunitake, F. Terasaki, Y. Ohmori and Y. Ohtani : Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Development, Kyoto, (1971), 83.
- 10) S. Takaki, K. Kawasaki and Y. Kimura: *J. Mat. Pro. Tech.*, **117** (2001), 359.
- 11) T. L. Anderson 著, 栗飯原周二, 金田重裕, 吉成仁志 訳: 破壊力学 -基礎と応用- (第 3 版), 森北出版, 東京, (2011), 185.
- 12) 小林英男: 破壊力学, 共立出版, 東京, (1993), 51.
- 13) K. Sugimoto, S. Aihara and Y. Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **95** (2009), 498.
- 14) K. Sugimoto, I. Kawata, S. Aihara and H. Shirahata: *Tetsu-to-Hagané*, **100** (2014), 1274.
- 15) W. W. Gerberich, Y. T. Chen, D. G. Atteridge and T. Johnson : *Acta Metall.*, **29** (1981), 1187.
- 16) K. Maeno, M. Tanaka, N. Yoshimura, H. Shirahata, K. Ushioda and K. Higashida: *Tetsu-to-Hagané*, **98** (2012), 667.
- 17) K. Nishimura, T. Handa and M. Hashimoto: *JFE Giho*, No.18, (2007), 18.

- 18) 森川博文：鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会シンポジウム「制御圧延技術の基礎とその展開」，日本鉄鋼協会，(1980)，83.
- 19) H. Inagaki, K. Kurihara and I. Kozasu: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 991.

第3章 高張力鋼のアレスト性を支配する有効結晶粒径の推定

3.1 緒言

アレスト性を向上させるためには、結晶粒の微細化が効果的であることがよく知られている。第2章において、アレスト性評価試験である小型 ESSO 試験片の破面観察により求めたへき開ファセットサイズ（いわゆる破面単位であり、有効結晶粒径に相当するものと推定）の $-1/2$ 乗とアレスト性指標との間に直線関係が成立することを示した。ところが、この破面単位がどのような組織と対応するのかについては、これまで明らかにされておらず、脆性き裂発生特性の評価に用いられる 2mmV ノッチシャルピー試験片で検討した例がいくつか存在するのみである。例えば、フェライト(α) + パーライト組織鋼を用いてエッチピット法により結晶方位と破面形態を調査した結果、破面単位は α 粒径の2倍程度であり、へき開面である $\{100\}$ 面を微小な角度で共有する4個程度の粒からなることが報告されている^{1,2)}。また、上部ベイナイト鋼のへき開面は $\{100\}$ であり、下部ベイナイト鋼では $\{110\}$ のラス境界割れが混入するが、 $\{100\}$ へき開割れが支配的であること、これらの破面単位の $-1/2$ 乗と破面遷移温度との間に直線関係があることが示されている³⁾。しかし、破面単位と組織との詳細な対応は明確にされていない。そこで本章では、破面単位と組織との対応を明らかにすることを目的として、実験室にて製造した 25 mm 厚鋼板の小型 ESSO 試験片の破面近傍断面を光学顕微鏡(OM: Optical Microscope)、SEM-EBSD (Scanning Electron Microscope - Electron Backscattering Diffraction)を用いて詳細に調査した。さらに、アレスト性評価試験を実施することなく、母材の EBSD データから破面単位、すなわち有効結晶粒径を推定する手法について検討を行った。

3.2 実験方法

供試鋼は第 2 章の 2.2 で示したものの一部である。0.11%**C**-0.3%**Si**-1.4%**Mn**-0.01%**Nb**-0.01%**Ti**-0.03%**Al**-0.004%**N**（ここでは mass%を%と略記）をベースに **Ni** を 1% 添加，または **C** を 0.06% に低減した組成を有する実験室溶解インゴットを用いて，熱間圧延により板厚 25 mm の鋼板を製造した。0.11%**C** 鋼の圧延条件は，1150 °C で 90 min (5.4 ks) 加熱した後，1000 °C 以上の温度で粗圧延を行い，その後に種々の温度，累積圧下率で制御圧延 (CR: Controlled Rolling) を施し，引き続き室温まで加速冷却 (ACC: Accelerated Cooling) を行った。その後，強度がほぼ一定となるように温度を調整して 15 min (900 s) の焼戻しを施した。0.06%**C** 鋼については，粗圧延までは同一条件として，温度を 2 水準変化させて累積圧下率が 50 % の CR を行い，空冷した。Table 3-1 に供試鋼の主要な成分，および製造条件を示す。本章では議論しないが，参考として各鋼の機械的性質とマイクロ組織の情報を Table 3-2 に示す。鋼 A, C のマイクロ組織は α + ベイナイト，鋼 G は α + パーライトである。これらの供試鋼のうち，鋼 A1, G1 については，小型 ESSO 試験片の -80, -60, -40 °C に相当する部分の破面を SEM により観察した。続いて，各試験片の -40 °C 相当位置の $t/4$ (t : 板厚) における ND 面が観察できるように小片を切り出し，破面を保護した後，ND 断面をコロイダルシリカ研磨により仕上げ，破面近傍の EBSD 測定を行った。ここで，ND (Normal Direction) は板面法線方向である。EBSD の観察領域は 150 μm (RD) \times 300 μm (TD) 程度であり，1 μm ピッチで測定した。RD (Rolling Direction) および TD (Transverse Direction) は，それぞれ圧延方向，幅方向を意味する。その後，破面の SEM 像をもとに破面単位境界を描画してから，破面と断面 (OM マイクロ組織，EBSD 方位マップ) との対応を詳細に調査した。上述したサンプルの加工および組織解析の要領を Fig. 3-1 に示す。また，他の供試鋼も含めた母材の EBSD データを用いて，後述する方法により有効結晶粒径の推定を試みた。

Table 3-1. Chemical compositions and manufacturing conditions of the steels tested.

Steel	Chemical composition			CR		Cooling	Tempering
	C (%)	Ni (%)	C_{eq}^* (%)	Temp. (°C)	Reduction (%)		Temp. (°C)
A1	0.11	0	0.34	850	50	ACC	550
A2	0.11	0	0.34	950	50	ACC	620
A5	0.11	0	0.35	780	75	ACC	570
C1	0.11	0.99	0.41	850	50	ACC	550
C2	0.11	0.99	0.34	950	50	ACC	620
C5	0.11	1.01	0.35	780	75	ACC	570
G1	0.06	0	0.29	850	50	AC	—
G2	0.06	0	0.29	950	50	AC	—

$$* C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$$

Table 3-2. Mechanical properties and microstructures of the steels tested.

Steel	Mechanical properties				Microstructure						
	YP^{*1} (N/mm ²)	TS^{*2} (N/mm ²)	$vTrs^{*3}$ (°C)	$T_{Kca4000}^{*4}$ (°C)	Phase	f_{α}^{*8} (%)	d_{α}^{*9} (μm)	d_{Number}^{*10} (μm)	d_{Area}^{*11} (μm)	d_F^{*12} (μm)	d_{PDA}^{*13} (μm)
A1	459	564	-82	-22	$\alpha^{*5}+B^{*6}$	54	5.3	6.7	12.8	20.3	18.2
A2	438	558	-56	-1	$\alpha+B$	65	9.5	7.5	13.8	23.2	21.9
A5	430	522	-105	-39	$\alpha+B$	89	5.3	5.6	7.1	16.2	12.9
C1	539	641	-87	-42	$\alpha+B$	41	5.6	6.6	12.8	21.6	17.6
C2	545	648	-68	-19	$\alpha+B$	45	9.7	7.3	19.3	27.0	26.5
C5	552	611	-141	-59	$\alpha+B$	70	4.7	5.3	6.7	17.4	16.7
G1	407	437	-98	-3	$\alpha+P^{*7}$	95	11.3	10.2	14.8	27.6	23.1
G2	311	426	-86	17	$\alpha+P$	95	15.3	13.0	22.1	37.4	31.8

*1: Yield point

*2: Tensile strength

*8: Ferrite fraction

*9: Ferrite grain size

*3: Fracture appearance transition temperature

*10: Arithmetic average grain size

*4: Crack arrest temperature at $Kca=4000 \text{ N/mm}^{1.5}$

*11: Weighted average grain size

*5: Ferrite *6: Bainite *7: Pearlite

*12: Fracture facet size

*13: Newly proposed effective grain size

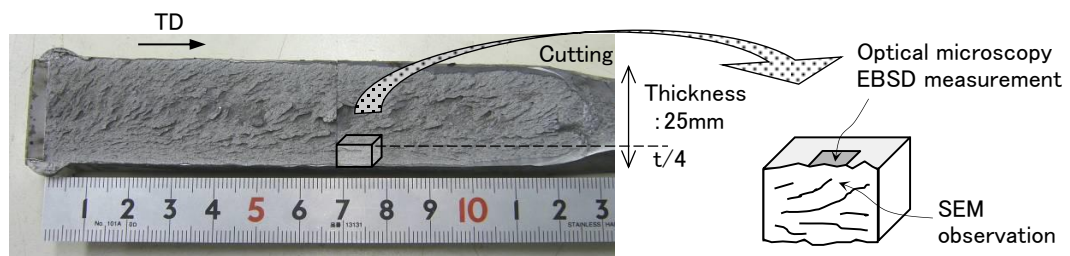


Fig. 3-1. Sample preparation procedure.

3.3 結晶方位差を表す指標

本研究で EBSD 解析に用いた OIM-Analysis ver. 6.2 (TSL ソリューションズ製) において、結晶方位差を表す指標としては以下の 2 つがある。

① Misorientation : 結晶方位を完全に一致させるために必要な角度。

② Angle between equivalent direction in two orientations :

等価な方位を少なくとも 1 つ一致させるために必要な角度。

Fig. 3-2 に示すように、基準とする結晶粒に対して、それぞれ ND, RD および TD 回りに 45° 回転させた隣接する 2 つの結晶粒を考え、TD 方向にき裂が伝播する状況を想定する。ND 回転の場合は (Fig. 3-2 (a)) へき開面である $\{100\}$ が 45° 傾いているため、伝播抵抗が大きくなることがわかる。これに対して、RD 回転では (Fig. 3-2 (b)), $\{100\}$ 面がそろっているため伝播抵抗が小さい。TD 回転では (Fig. 3-2 (c)), $\{100\}$ 面上の 1 線を共有するため、ND 回転と RD 回転の中間程度になるものと推定される。ところが、いずれの場合も、上記の指標①では 45° 、②では $\langle 100 \rangle$ 方向を考えると 0° であることから、これらの指標では伝播抵抗と関連付けられないことが示唆される。

そこで、新たな指標として、任意の $\{100\}$ 面と圧延面 (ND 垂直面) の交線を考え、隣接する上記交線のなす角の最小値が適切と考えた。これを“脆性き裂伝播偏向角 (もしくは伝播偏向角)”と呼ぶことにする。例えば、Fig. 3-3 は $\{100\}\langle 001 \rangle$ 方位を持つ粒を ND 回りに 45° 回転させ (Fig. 3-3 (a)), さらに RD 回りに回転させたときの伝播偏向角の変化を示しており (Fig. 3-3 (b), (c)), 伝播抵抗が小さくなる状況と対応すると考えられる。ただし、この伝播偏向角を用いても、Fig. 3-2 の TD 回転の場合の伝播抵抗は表現することができない。

脆性き裂伝播偏向角は、1つの結晶粒に存在する3つの{100}面の法線ベクトルのうち、RDに最も近いベクトルをND面に投影したとき、隣接する2つの結晶粒の投影ベクトル同士のなす角度と表現することもできる。伝播偏向角の具体的な算出方法は、結晶方位解析に関する従来知見^{4,5)}を参考として、以下のように定めた。結晶粒の方位を、直感的にわかりやすい(h k l)[u v w]の形式で表すことにする。整数のミラー指数の代わりに、長さを1に規格化したベクトル(h' k' l'), (u' v' w')を考えると、これらはND, RDの結晶軸[100], [010], [001]への方向余弦を表すので、TDに関する方向余弦を(p' q' r')とすると、結晶方位 **g** は次のような行列となる。

$$\mathbf{g} = \begin{pmatrix} u' & p' & h' \\ v' & q' & k' \\ w' & r' & l' \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} u' & (kw - lv)' & h' \\ v' & (lu - hw)' & k' \\ w' & (hv - ku)' & l' \end{pmatrix} \quad \cdots (3-1)$$

g の逆行列 **g**⁻¹ で基底ベクトル **e**_i を変換すると、これらが試料座標系におけるへき開面の方位となる。

$$\mathbf{g}^{-1} = \begin{pmatrix} u' & v' & w' \\ (kw - lv)' & (lu - kw)' & (hv - ku)' \\ h' & k' & l' \end{pmatrix} \quad \cdots (3-2)$$

$$\mathbf{g}^{-1} \cdot \mathbf{e}_i = \begin{pmatrix} u' \\ (kw - lv)' \\ h' \end{pmatrix}, \begin{pmatrix} v' \\ (lu - kw)' \\ k' \end{pmatrix}, \begin{pmatrix} w' \\ (hv - ku)' \\ l' \end{pmatrix} \quad \cdots (3-3)$$

これらのベクトルとRD軸とのなす角が最小であるものが、へき開面の法線ベクトルとなる。隣接する2つの結晶粒のへき開面を表す法線ベクトルを **s**₁ (= (a₁ b₁ c₁)), **s**₂ (= (a₂ b₂ c₂)) とすると、伝播偏向角 θ はこれらをND面に投影したベクトル **s**₁' (= (a₁ b₁ 0)), **s**₂' (= (a₂ b₂ 0)) のなす角となる。

$$\theta = \cos^{-1} \frac{a_1 a_2 + b_1 b_2}{\sqrt{a_1^2 + b_1^2} \sqrt{a_2^2 + b_2^2}} \quad \cdots (3-4)$$

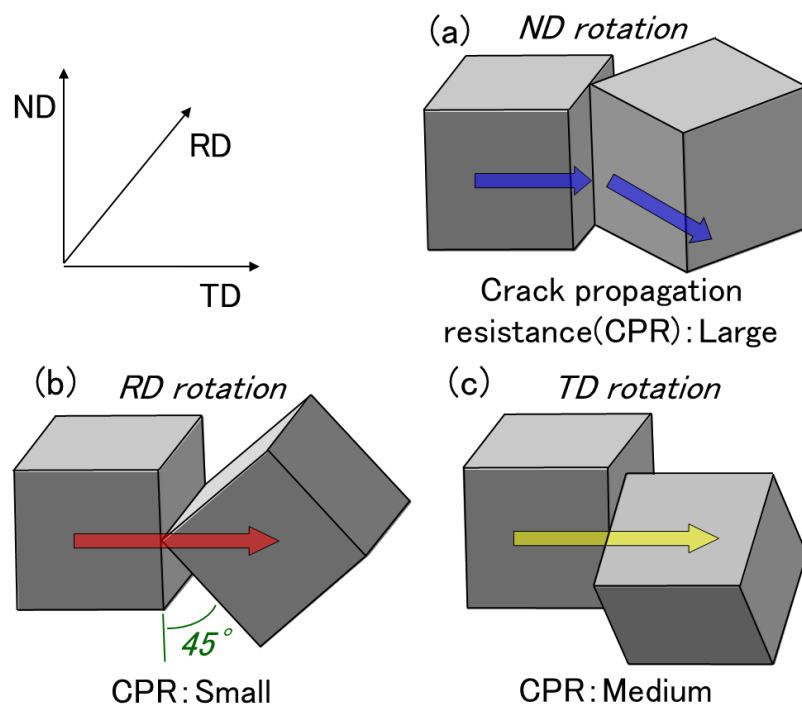


Fig. 3-2. Effect of crystal orientation on crack propagation resistance.

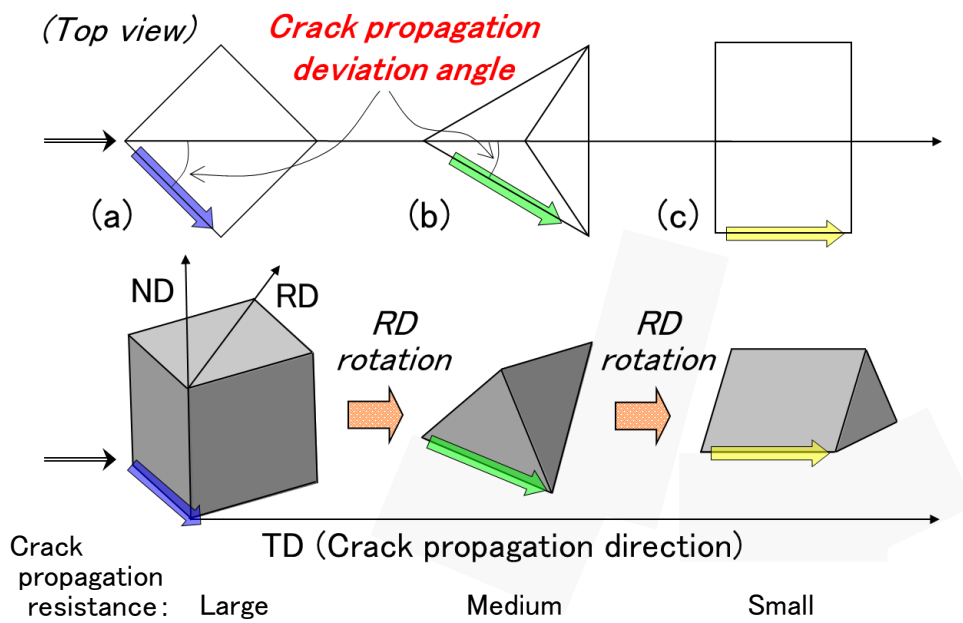


Fig. 3-3. Schematic illustration showing the correlation between crack propagation resistance and crack propagation deviation angle.

3.4 実験結果および考察

3.4.1 破面単位の温度依存性

鋼 A1, G1 の温度勾配型 ESSO 試験片破面を用いて, -80 , -60 , -40 °C に相当する位置の $t/4$ 部の SEM 観察を行った. 鋼 A1 の SEM 像, および破面単位境界のトレース図を Fig. 3-4 に示す. 境界トレースは, SEM 写真上で比較的明瞭なティアリッジを描いた後, 破面の傾斜を反映したコントラストの違いやリバーパターンの方向変化を参考に境界を補うことにより作成した. このようにして得られる破面単位は, 客観性の点で問題はあるものの, 第 2 章の 2.2 に示した通りアレスト性との相関が確認されており, 同一試験内での比較を行う際には有用な指標といえる.

低倍率での SEM 観察結果も踏まえると, き裂伝播にともないマクロな凹凸や延性破断領域の割合が温度上昇とともに増える傾向はあるものの, Fig. 3-4 では破面単位の大きさはあまり変わらないように見える. 400×600 μm 程度の領域を対象とする破面単位境界トレース図から, 画像解析によって算出した鋼 A1, G1 の破面単位を Fig. 3-5 に示す. ミクロ組織が α + パーライトである鋼 G1 よりも, α + ベイナイトである鋼 A1 の方が破面単位は小さいが, 温度による明瞭な変化は見られない.

破面単位の温度依存性については, 脆性き裂発生特性を評価するための試験片を用いて検討されており, 温度依存性あり⁶⁾, なし²⁾の両方の例が報告されている. 前者は粗大な α 主体鋼 (平均粒径 37 μm , 最大粒径 226 μm) を用いた検討で, -120 °C 以下の低温域においては 1 個の結晶粒が複数の破面単位に分割される場合があり, 破面単位が小さくなることを示した. ただし, -80 °C と -40 °C における差は小さく, -80 °C と -120 °C の間を境界として現象が変わる可能性にも言及している. 本研究では -80 °C より低い温度に対応する位置での SEM 観察は行っていないが, -80 °C においては結晶粒レベルに対して明らかに小さなへき開破面は確認されなかった. これは, 本研究の供試鋼が比較的細粒の組織を有することが影響している可能性がある.

以上から, 極低温域において 1 つの結晶粒が複数のへき開破面に分断されるような現象が発生しなければ, 破面単位は基本的に温度によって変化することのない, ミクロ組織によって定まる材料固有の値であると考えられる.

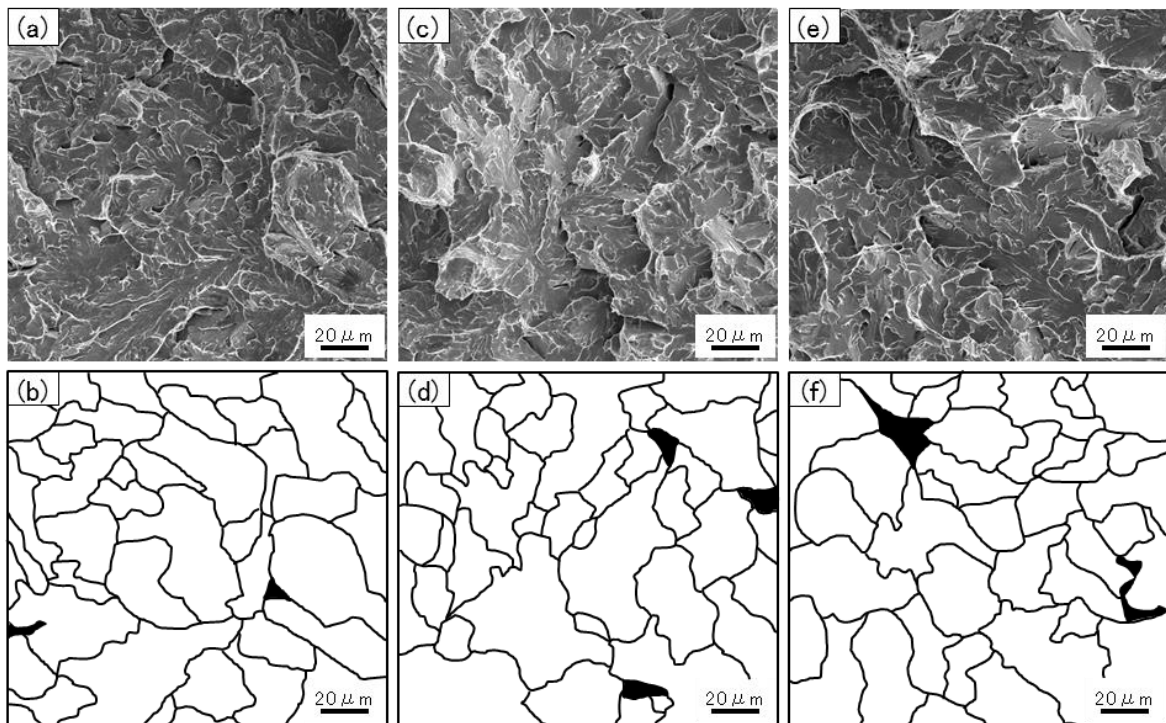


Fig. 3-4. SEM images and fracture facet boundaries corresponding to the point of (a), (b) -80 °C, (c), (d) -60 °C and (e), (f) -40 °C in the ESSO specimen of the Steel A1.

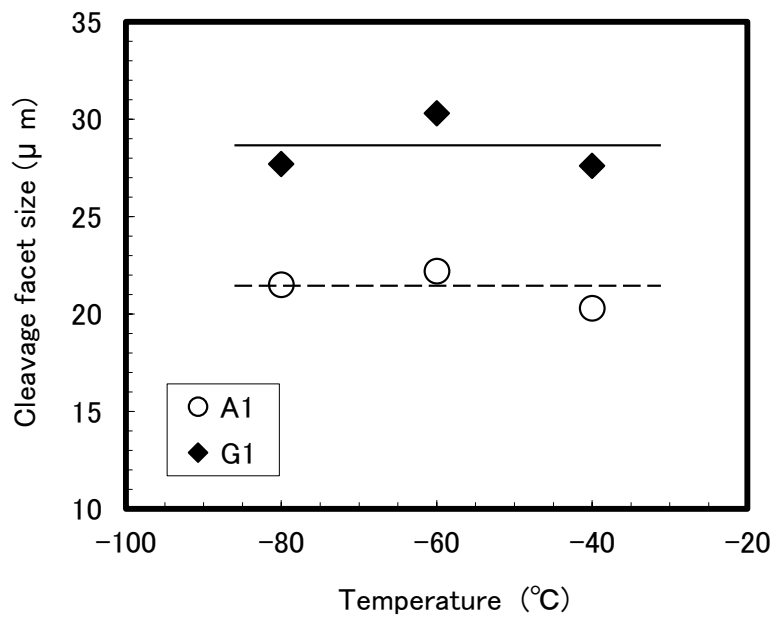


Fig. 3-5. Variation of cleavage facet size with temperature in the ESSO specimens of the Steels A1 and G1.

3.4.2 SEM 破面と EBSD 断面組織の対応調査による 脆性き裂伝播抵抗境界判定条件の検討

α + パーライト組織を呈する鋼 G1 の破面近傍断面の OM ミクロ組織, EBSD 解析結果, および破面 SEM 像 (45° 傾斜) との対応を Fig. 3-6 に示す. 破面 SEM 像 (Fig. 3-6 (c)) の EBSD 測定面近傍にはき裂伝播の抵抗となっていると考えられる破面単位境界を点線で示した. EBSD の逆極点図 (IPF: Inverse Pole Figure) マップ (Fig. 3-6 (b)) には方位差 (Misorientation) $\geq 15^\circ$ の条件で粒界を描画した. この IPF マップを参考にして, 破面近傍結晶粒の代表点について, 結晶方位を表す立方体を示した. さらに, 代表点の方位データから前記の要領で脆性き裂伝播偏向角を算出し, 方位差とともに図中に記した.

破面と断面組織の対応の詳細調査に先立ち, SEM による破面の 3 次元観察像を取得し, 破面と RD 垂直面とのなす角を見積もり, EBSD による結晶方位と対比させることにより, へき開面は概ね {100} 面に相当することを確認した. 破面近傍断面のミクロ組織と破面単位境界を対比させてみると, 断面で見られる凹凸と概ね対応していることがわかる. IPF マップに示した方位差と対比させてみると, 方位差が 37° で破面単位境界になっている箇所がある一方で, 方位差が 54° でも破面単位境界になっていない箇所があり, 両者には明確な対応は認められない. また, 方位差が 15° 以上の境界を粒界として, 結晶粒径を算出することが一般的に行われるが, その方法では明らかに粒径を過小評価してしまうことがわかる. 一方, 伝播偏向角が大きい (Fig. 3-6 では 27° 以上) ところは必ず破面単位境界と対応することが確認される. なお, IPF マップ中に A と示した粒は隣接粒との方位差, 伝播偏向角がともに大きい, 破面上で現出している部分が小さいためか, 1 つの境界と認識されている. 組織との対応に着目すると, 1 つの α 粒が破面単位に相当する部分は少なく, 概ね 2~4 個の α 粒が 1 つの単位となっていることがわかる. Table 3-2 に示したように, RD 断面のミクロ組織写真から測定した α 粒径は $11.3 \mu\text{m}$, SEM 写真から測定した破面単位は $27.6 \mu\text{m}$ であり, 2.4 倍の差がある. これらの結果は, 従来知見²⁾とも概ね符合する.

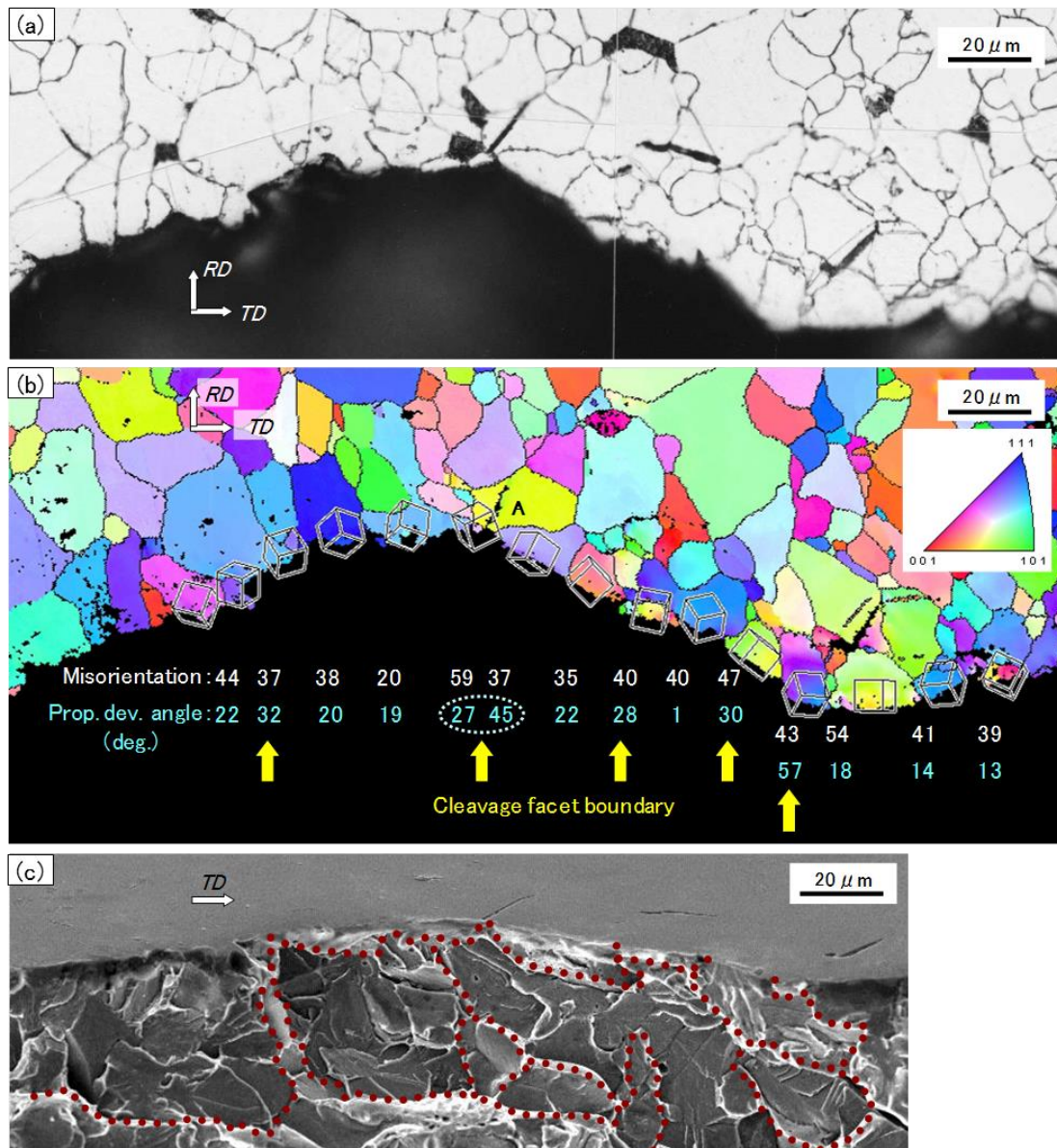


Fig. 3-6. Example of crystal orientation analysis in the vicinity of the fracture surface (Steel G1). (a) Optical micrograph, (b) EBSD IPF map and (c) SEM micrograph tilted 45° showing the fracture surface corresponding to the EBSD map in Fig. 3-6 (b) with dotted lines designating the fracture unit.

次に、 α + ベイナイト組織である鋼 A1 の破面近傍断面の EBSD 解析結果と破面 SEM 像の対応を Fig. 3-7 に示す。Fig. 3-6 と同様に、破面 SEM 像(Fig. 3-7 (b))中に点線で示した破面単位境界は、IPF マップ(Fig. 3-7 (a))の凹凸と対応していることが確認される。IPF マップ中の矩形で囲った領域について詳細な方位解析を行った。

Fig. 3-7 (c)は主き裂が伝播した部分を解析した結果である。この領域は TD に対して大きく傾斜しているが、この原因は点線の矩形で囲んだ部分の詳細解析(Fig. 3-7 (d))により、以下のように考えられる。前述の解析方法をそのまま適用すると、測定点②のへき開面の法線ベクトルは s_2 となり、①と②の間の脆性き裂伝播偏向角は 57° となるが、RD とのなす角がわずかに大きい s_2^* とすれば伝播偏向角は 27° と小さくなり、へき開面と破面も合致する。②と同一粒内にある③、④でも同様であり、⑤については元の定義通りの取り方とすれば、④と⑤の間の伝播偏向角は 61° から 23° と小さくなる。すなわち、伝播偏向角が大きい箇所では、局所的に伝播方向を TD から逸脱させることで、伝播抵抗を小さくする場合がある。このような逸脱が生じる原因としては、集合組織^{7,8)}や局所的な K 値の変化⁹⁾の影響が考えられる。ただし、本供試鋼は二相域圧延のような極端な条件で製造したわけではなく、 $t/4$ 部の集合組織はランダムに近いと見なすため、これが影響している可能性は小さい。局所的な K 値の変化とは、き裂の非直線性やき裂面の傾斜により、モード I 以外の K 値成分が値を持つようになることや、き裂面の段差（ティアリッジ）の形成による K 値の減少等のことであるが、その影響について検証することは困難と考えられる。

ここであらためて Fig. 3-7 (c)を見ると、破面単位境界は 2 箇所含まれ、方位差と対比させてみると、 47° 以上の境界と対応している。前述したように、き裂の逸脱を考慮して修正した伝播偏向角では、 27° 以上の箇所に対応しており、Fig. 3-6 の結果と符合することがわかる。

Fig. 3-7 (e)はサブクラックを含む部分を解析した結果である。主き裂が何らかの原因により A で分岐してサブクラックを形成し、B の粒にぶつくと方位差が大きいためクラックは向きを変え、さらに方位差の大きい C の粒で停止する様子が確認される。この場合は、方位差と伝播偏向角の違いは不明確であるが、いずれにしても角度差の大きい箇所でき裂は向きを変え、停止することがわかる。

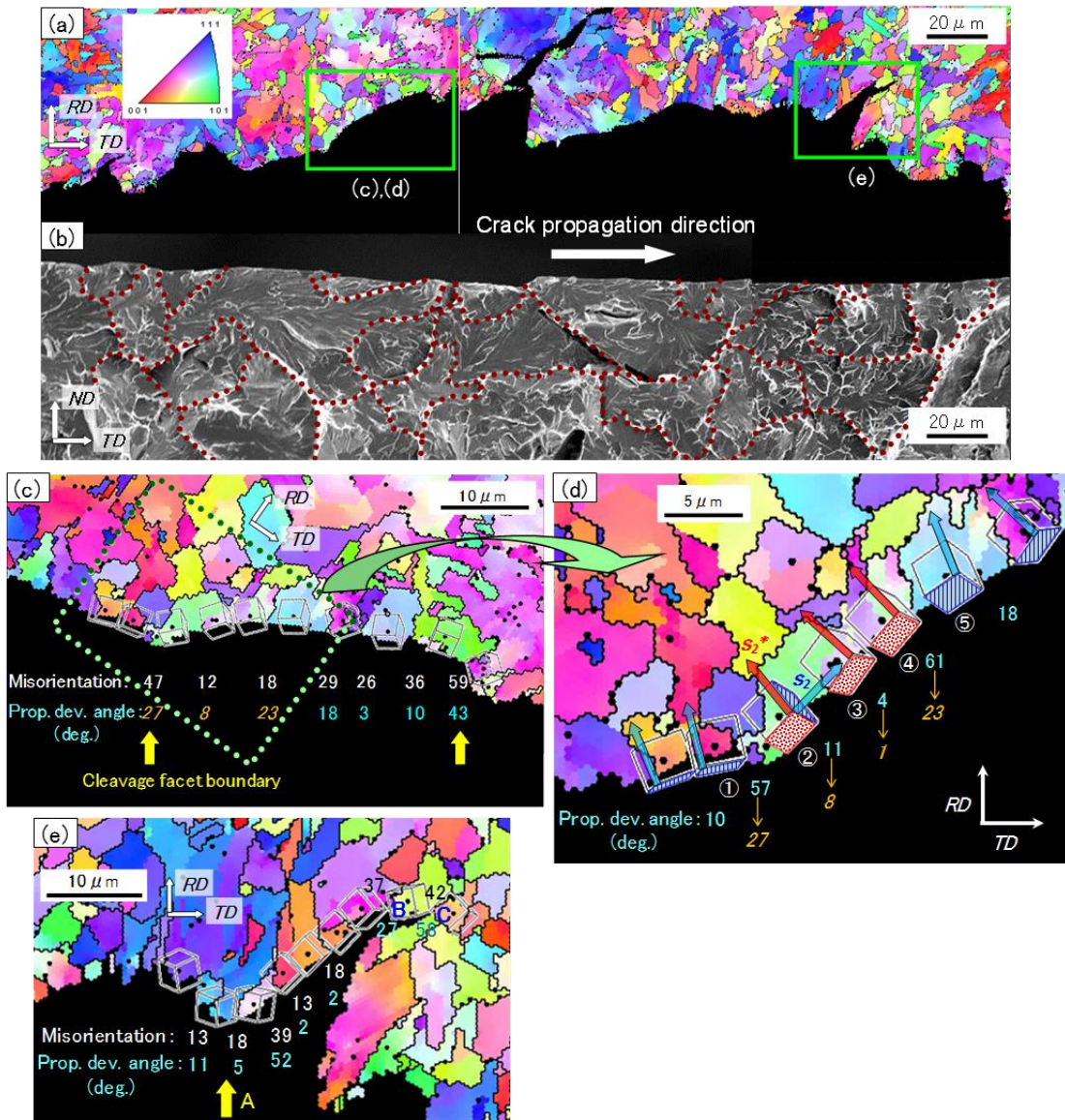


Fig. 3-7. Example of crystal orientation analysis in the vicinity of the fracture surface (Steel A1). (a) EBSD IPF map and (b) SEM micrograph showing the fracture surface corresponding to the EBSD map in Fig. 3-7 (a) with dotted lines designating the fracture unit. (c), (d), (e) Enlarged views of the EBSD IPF map in Fig. 3-7 (a).

き裂伝播挙動と組織との対応を調べるため、Fig. 3-7 に示した位置の近傍における ND 断面の OM 組織を Fig. 3-8 に示す。不明瞭ではあるが、黒矢印で示す $10\ \mu\text{m}$ 以下の微細な α と、白矢印で示すような比較的粗大なベイナイト状の組織が混在していることがわかる。Fig. 3-4, Table 3-2 に示したように、個々の破面単位は $10\sim 40\ \mu\text{m}$ 程度で、平均 $20.3\ \mu\text{m}$ であることから、 α であれば数個の集団、あるいは α と隣接するベイナイトが一体となった単位で破壊するものと推測される。ベイナイトと考えられる部分については、単独で破壊する、あるいはパケット構造を有するのであればパケット単位で破壊することが予想されるが、詳細は不明である。

以上で示した解析例に加え、他の観察位置における結果と併せて、結晶方位差、脆性き裂伝播偏向角と破面単位境界の対応をまとめて Fig. 3-9 に示す。マイクロ組織が α + パーライト、 α + ベイナイトのいずれの場合も、結晶方位差と伝播抵抗の有無とは対応していない（ある方位差以上の境界が伝播抵抗境界に対応するわけではない）。これに対して、伝播偏向角が 25° 以上のところは概ね伝播抵抗境界（破面単位境界）に対応していることがわかる。したがって、アレスト性を支配する有効結晶粒径を考えるうえで、伝播偏向角は適切な指標と考えられる。

なお、伝播偏向角 25° が伝播抵抗有無の閾値となる理由は不明である。脆性き裂伝播に要するエネルギーが関与していると予想されるものの、従来研究の多くは連続体力学の分野に限られ、結晶粒のサイズや方位が考慮された知見は見当たらない。近年、エネルギー吸収機構に関する種々の仮定に基づき、結晶粒スケールの脆性き裂伝播現象をモデル化し、実鋼板スケールのき裂伝播・停止挙動を再現する取り組みが行われている¹⁰⁾。本モデルを活用すれば、へき開面の角度差とティアリッジ生成条件を関連付けることができるかもしれない。これは今後の課題としたい。

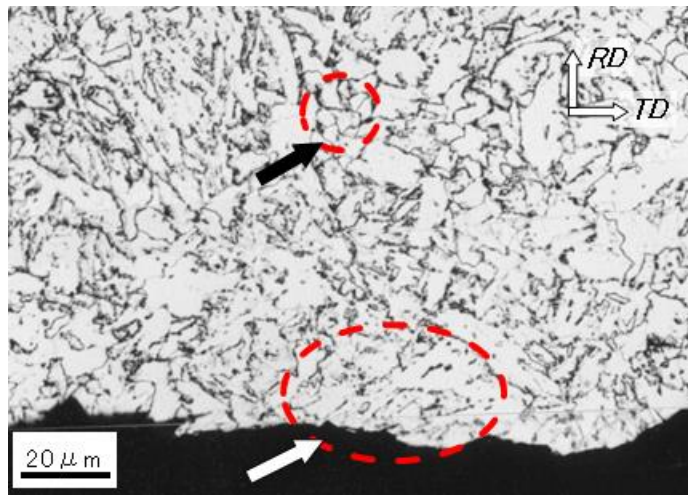


Fig. 3-8. Optical microstructure of the Steel A1. Black and white arrows show ferrite and bainite, respectively.

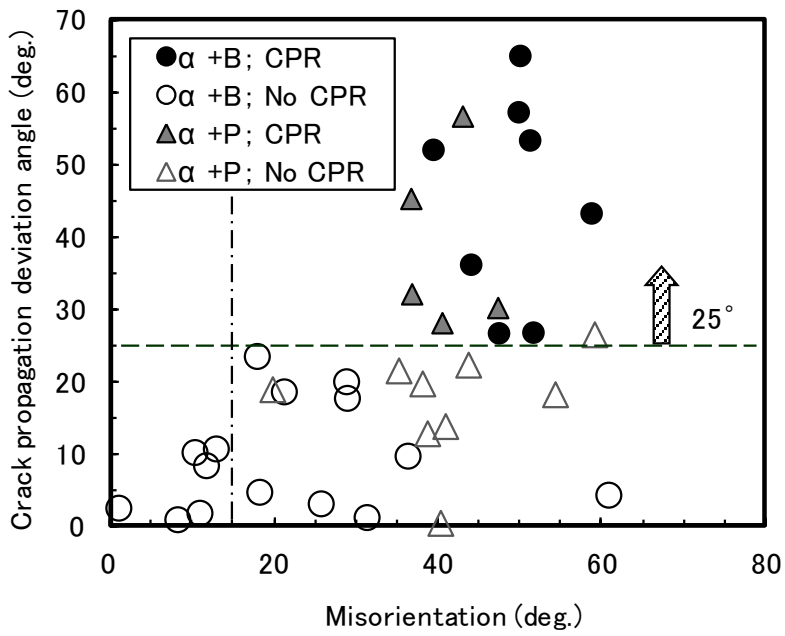


Fig. 3-9. Relationship between crack propagation deviation angle and misorientation angle, where the boundaries with crack propagation resistance are denoted by solid marks, and those without crack propagation resistance are denoted by open marks.

3.4.3 母材 EBSD データを用いた有効結晶粒径の算出

本節では，母材の EBSD データを用いて，有効結晶粒径を求めてみる．それに先立ち，鋼 A1，A5 の t/4 部，RD 垂直断面の測定データを用いて，OIM ソフトにより得られる粒界マップと，伝播偏向角が 25° 以上となる伝播抵抗境界との対応を調査した．まず，結晶方位差を 15° 以上として粒界マップを描き，各結晶粒の代表方位を出力する．続いて，それぞれの結晶粒に隣接する各粒の方位データから，伝播偏向角を各々算出した後，粒界マップ上に伝播偏向角が 25° 以上の境界を太線で描画する．得られた伝播抵抗境界マップを局所方位差 (KAM: Kernel Average Misorientation) マップ，および同位置の OM 像とともに Fig. 3-10, Fig. 3-11 に示す．なお KAM 値は第 1 近接点について解析した．

鋼 A1 では，OM 像で見られる粒界と，伝播抵抗境界あるいは方位差 15° 境界とは必ずしも 1 対 1 に対応しておらず，粒界が見えていても 15° 境界ですらない場合や，伝播抵抗境界であっても粒界が不明瞭な場合がある．また，一般的に KAM 値が低い部分が α とされることが多いが，OM 像と対比させると α のようには見えない．さらに，伝播抵抗境界はかなり不連続であることがわかる．鋼 A1 よりも細粒，かつ α が明瞭に認識できる鋼 A5 では，OM 像と KAM マップは概ね対応している．KAM 値が低くて α と考えられる粒が，伝播抵抗境界で囲まれた 1 つの単位を形成することはまれであり，複数の α 粒で単位を形成するケースが少数あるほか，大部分は閉じた単位を形成していない．単独の粒が 1 つの単位になっているケースは，概して KAM が高く，ベイナイト，またはその一部になっていると推察される．しかしながら，OM 像との対応は不明確であり，詳細を解明するためにはさらなる検討が必要である．なお，今回は各粒の代表点の方位データを用いて解析を行ったが，測定点毎に隣接点との伝播偏向角を求めて伝播抵抗境界マップを作成すれば，より現実に近い結果が得られると予想される．ただし，現時点では伝播偏向角を自動的に算出する仕組みがないため実行は困難である．

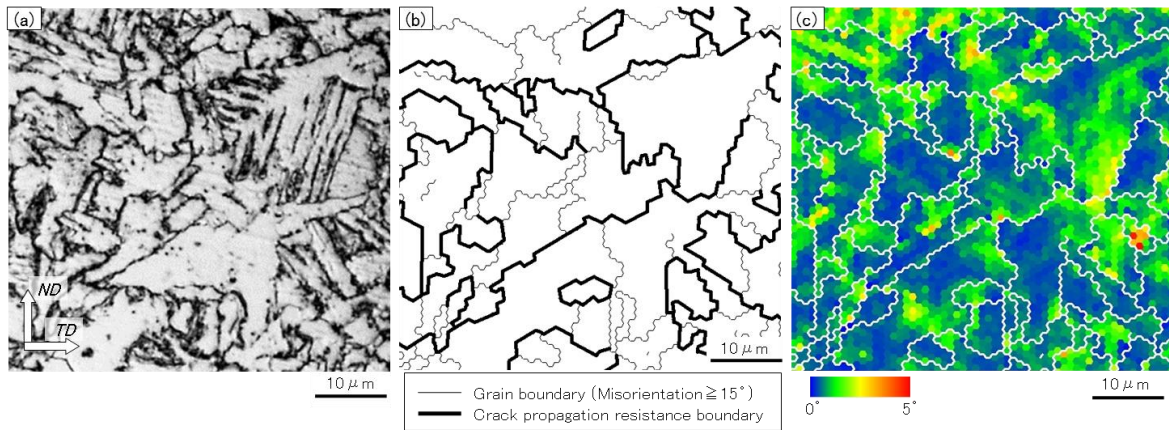


Fig. 3-10. Example of (a) optical micrograph, (b) crack propagation resistance boundary map and (c) KAM map of the Steel A1.

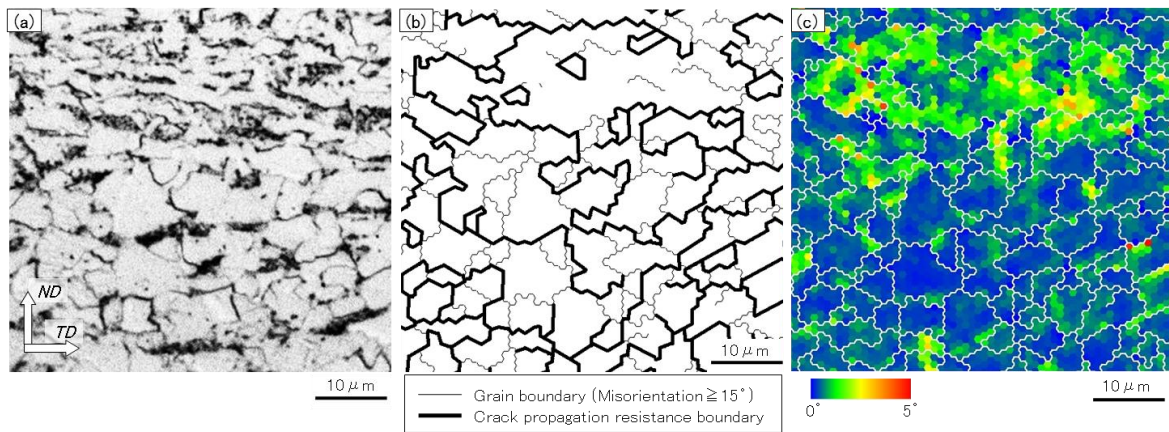


Fig. 3-11. Example of (a) optical micrograph, (b) crack propagation resistance boundary map and (c) KAM map of the Steel A5.

以上の結果から、伝播抵抗境界マップを用いて画像解析により有効結晶粒径を求めることは適当でないと思われる。そこで、切断法^{11,12)}による有効結晶粒径の算出を試みた。具体的には、方位差 15° 以上の条件で描いたマップ上に総長 $1000\ \mu\text{m}$ 程度の直線を引き、境界をまたぐ代表点の結晶方位データから伝播偏向角を算出し、 25° 以上であればその境界が粒界であると判定して、平均切断長から粒径を算出した。ここでは、OIMソフトで算出される粒径に合わせて、円相当径に換算した。各供試鋼の $t/4$ 部につき、上記の要領で求めた有効結晶粒径(d_{PDA})、OIMで算出される算術平均粒径(d_{Number})、加重平均粒径(d_{Area})、OM組織による α 粒径(d_α)と、ESSO破面SEM像から求めた破面単位との対応をFig. 3-12に示す。これより、EBSDによる算術平均粒径は、破面単位との相関は良いものの、絶対値では大きな乖離が見られる。EBSD加重平均粒径やOMによる α 粒径は、EBSD算術平均粒径と比べれば破面単位に近いが、相関はあまり良くない。これらに対して本手法による脆性き裂伝播偏向角を考慮した有効結晶粒径は、破面単位と同程度であり、かつ相関も良好であることがわかる。今回の検討例は限られており、ベイナイト主体組織鋼や極厚鋼板にも適用できるか等、検討すべき点は残されていると考える。しかし、上記のように脆性き裂伝播偏向角に基づいてき裂伝播抵抗境界を定める手法は、破壊試験を行うことなく有効結晶粒径を推定する方法としては有効と考えられる。

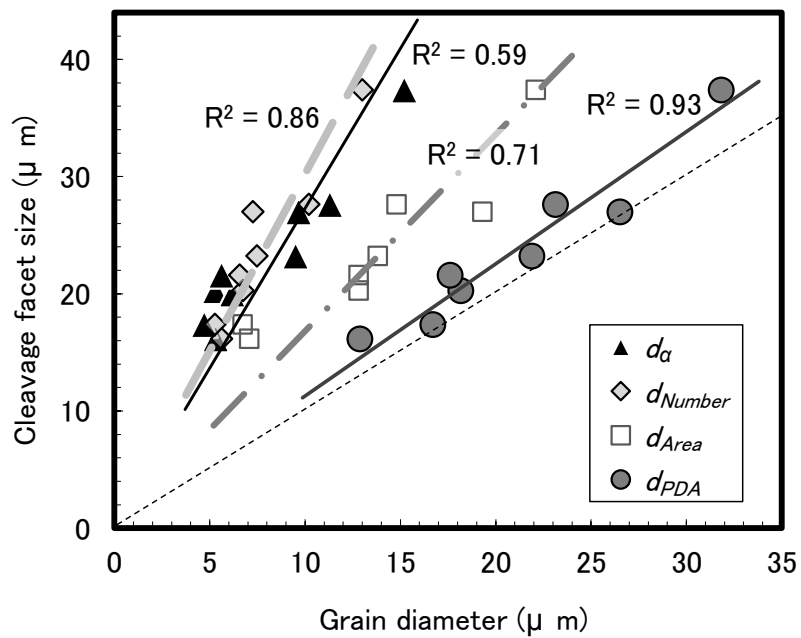


Fig. 3-12. Relationship between cleavage facet size and ferrite grain diameter d_α obtained by optical microscopy, and arithmetic mean grain diameter d_{Number} , weighted average grain diameter d_{Area} and newly proposed diameter d_{PDA} based on the propagation deviation angle obtained by EBSD.

3.5 結言

高張力鋼のアレスト性を支配する組織単位，すなわち有効結晶粒径の明確化を目的に，第2章の2.2で示した25 mm ラボ材の ESSO 試験片の破面と断面組織との対応を，光学顕微鏡，EBSDにより詳細に調査した．さらに，上記供試鋼の母材 EBSD データを用いて，有効結晶粒径を推定する手段について検討を行った．得られた知見を以下に示す．

- (1) EBSD の OIM ソフトから得られる結晶方位差が同じであっても脆性き裂伝播抵抗に大きな差が生じることを考慮し，伝播抵抗を表す新たな指標として“脆性き裂伝播偏向角”を提案した．これは，マクロなき裂伝播面 (RD 面) に最も近い{100}面がへき開面になると仮定して，隣接する粒の{100}面法線ベクトルを ND 面に投影したときのベクトル同士のなす角度として定義される指標である．
- (2) 破面と断面組織との対応調査の結果から，ミクロ組織が α +パーライト， α +ベイナイトのいずれであっても，き裂伝播偏向角が 25° 以上の境界が伝播抵抗（破面単位境界）となっていることを見出した．一つの有効結晶粒は，ベイナイト，ベイナイトと α 粒の集団，あるいは2~4個程度の α 粒の集団と対応するものと推察された．
- (3) 母材 EBSD データを用いて，き裂伝播偏向角が 25° 以上の条件で，切断法により有効結晶粒径を算出した結果，EBSDによる算術平均および加重平均粒径，光学顕微鏡による α 粒径よりも破面単位に近く，かつ相関も良好であることが判明した．本手法により，アレスト性評価試験を実施することなく，有効結晶粒径を推定することが可能である．

第 3 章の参考文献

- 1) F. Terasaki and H. Ohtani: *Tetsu-to-Hagané*, **58** (1972), 293.
- 2) F. Terasaki and H. Ohtani: *Tetsu-to-Hagané*, **58** (1972), 1067.
- 3) S. Matsuda, Y. Inoue, H. Mimura and Y. Okamura: Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Development, Kyoto, (1971), 45.
- 4) T. Watanabe: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **19** (1980), 253.
- 5) H. Inoue and N. Inakazu: *J. Jpn. Inst. Light Met.*, **47** (1997), 246.
- 6) K. Shibamura and S. Aihara: *Tetsu-to-Hagané*, **98** (2012), 184.
- 7) H. Inagaki, K. Kurihara and I. Kozasu: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 991.
- 8) J. Katsuta, M. Ueda and M. Toyosada : *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **167** (1990), 261.
- 9) K. Sugimoto, S. Aihara and Y. Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **95** (2009), 498.
- 10) K. Shibamura Y. Yamamoto, F. Yanagimoto, K. Suzuki, S. Aihara and H. Shirahata: *Tetsu-to-Hagané*, **102** (2016), 347.
- 11) E. Heyn: *Metallographist*, **5** (1903), 37.
- 12) M. Umemoto and I. Tamura: *Netsu Shori*, **24** (1984), 334.

第4章 厚手高張力鋼のアレスト性決定機構と定式化の検討

4.1 緒言

コンテナ船のハッチサイドコーミングに適用される鋼板の板厚は50 mm程度以上であり、板厚方向で有効結晶粒径や集合組織が変化していることが予想される。そのため、厚手材の各板厚部位の粒径や集合組織が、全厚特性であるアレスト性にどのような影響をおよぼしているかを明らかにすることが重要である。そこで本章では、実機の連続鋳造スラブを用いて実験室圧延機により板厚60 mmの鋼板を製造し、小型 ESSO 試験によりアレスト性を評価することで、各板厚部位の組織とアレスト性との関連を調査した。

4.2 実験方法

供試鋼は実機スラブを用いて実験室圧延機により製造した60 mm厚鋼板である。化学成分を Table 4-1 に示す。鋼 P, Q, R, S は $YP\ 390\ N/mm^2$ 級、鋼 T は $YP\ 460\ N/mm^2$ 級に相当する。製造条件は、 $1100\ ^\circ C$ で 90 min (5.4 ks) 加熱、 $1000\ ^\circ C$ 以上で粗圧延を行い、表面実測温度 $760\ ^\circ C$ から累積圧下率 50 %、1 パス当たりの平均圧下率 9 % で CR (Controlled Rolling) を行い、水量密度 $2\ m^3/m^2 \cdot min$ で室温まで ACC (Accelerated Cooling) を行った後、 $530\ ^\circ C$ で 15 min (900 s) の焼戻し処理を施すプロセスをベース(鋼 P1, Q1, R1, S1, T1)とした。鋼 P2, Q2, R2 は CR 開始温度を $800\ ^\circ C$ 、鋼 P3, Q3, R3 は $840\ ^\circ C$ と高め、 A_{r3} が低い鋼 T2 は CR 開始温度を $700\ ^\circ C$ と低くした。鋼 Q4 は CR の累積圧下率を 40 %、鋼 Q5, T3 は 60 % と変化させた。なお、累積圧下率 60 % の水準については、CR 開始温度を $15\sim 20\ ^\circ C$ 低くして、仕上温度が高くなるようにした。鋼 S2, S3 は CR の開始を $760\ ^\circ C$ 、累積圧下率を 50, 60 % として、その半分を $700\ ^\circ C$ 開始の二相域圧延 (ICR: Inter-Critical Rolling) とした。Q6 は焼戻しなし、Q7, Q8 は焼戻し温度を 430, $630\ ^\circ C$ と変化させた。各鋼の製造条件を Table 4-2 に示す。

Table 4-1. Chemical compositions of the steels tested.

Steel	C	Si	Mn	P	S	others	C_{eq}^*	A_{r3}
P1~P3	0.12	0.28	1.42	0.006	0.004	Nb,Ti	0.36	730°C
Q1~Q8	0.08	0.22	1.51	0.008	0.003	Cu,Ni,Nb,Ti,B	0.36	720°C
R1~R3	0.08	0.24	1.44	0.007	0.002	Cu,Ni,Nb,Ti,B	0.37	715°C
S1~S3	0.08	0.20	1.44	0.006	0.002	Cu,Ni,Nb,Ti,B	0.34	730°C
T1~T3	0.09	0.05	1.56	0.004	0.002	Cu,Ni,Nb,Ti,B	0.42	685°C

$$* C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$$

Table 4-2. Manufacturing processes of steels tested.

Steel	CR		ICR		Total reduc. (%)	Finish temp. (°C)	Tempering
	Temp. (°C)	Reduc. (%)	Temp. (°C)	Reduc. (%)			Temp. (°C)
P1	760	50	-	-	50	760	530
P2	800	50	-	-	50	797	530
P3	840	50	-	-	50	832	530
Q1	760	50	-	-	50	753	530
Q2	800	50	-	-	50	790	530
Q3	840	50	-	-	50	830	530
Q4	760	40	-	-	40	761	530
Q5	745	60	-	-	60	762	530
Q6	760	50	-	-	50	755	-
Q7	760	50	-	-	50	753	430
Q8	760	50	-	-	50	751	630
R1	760	50	-	-	50	766	530
R2	800	50	-	-	50	782	530
R3	840	50	-	-	50	827	530
S1	760	50	-	-	50	770	530
S2	760	29	700	29	50	687	530
S3	760	37	700	37	60	697	530
T1	760	50	-	-	50	754	530
T2	700	50	-	-	50	686	530
T3	740	60	-	-	60	765	530

各鋼板の $t/4$ (t : 板厚), $t/2$ 部から TD 方向に JIS 4 号サブサイズ引張試験片(平行部 10ϕ , ゲージ長 35.4 mm), および RD 方向に 2mmV ノッチシャルピー試験片を採取, 表層(黒皮除去), $t/4$, $t/2$ 部から RD 方向にシェブロンノッチシャルピー試験片を採取し, 板厚方向にノッチ(断面ノッチ)を入れて, 試験に供した. また, 各板厚位置における RD, TD 垂直断面のマイクロサンプルを採取し, 光学顕微鏡(OM), SEM-EBSD を用いて組織と集合組織を調査した. アレスト性は, 温度勾配型 ESSO 試験を各鋼につき 2 または 3 体行い, 結果をアレニウスプロットで整理して, 全供試鋼の平均的な傾きで線を引き直し, Kca が $4000\text{ N/mm}^{1.5}$ となるときの温度 $T_{Kca4000}$ で評価した.

なお, ESSO 試験については, 供試鋼板の幅が 320 mm 程度であるため, 第 2 章の 2.2 で示した 25 mm 材と同様に 300 mm 幅の試験片を用いた. タブ板は厚さ 75 mm , 幅 500 mm , 長さ 800 mm のものを使用し, 打撃エネルギーは 39 J/mm , 試験機のピン間距離は 3100 mm とした. アレスト靱性試験方法規格¹⁾によれば, ESSO の推奨試験片幅は $350\sim 1000\text{ mm}$, 温度勾配は $0.25\sim 0.35\text{ }^\circ\text{C/mm}$ とされる. 300 mm 幅で推奨温度勾配を適用すると, 試験が困難となる可能性がある(き裂伝播したときの応力拡大係数 K 値の変化が, 材料のアレスト性の温度依存性に近く, 条件をうまく選定しないとアレストしにくい)ため, 本研究では $0.4\sim 0.7\text{ }^\circ\text{C/mm}$ 程度と大きめに設定した. 試験片幅を 300 mm としたことによる脆性き裂伝播停止靱性 Kca への影響は不明であるが, 温度勾配を大きくすると Kca は低めに評価される¹⁾.

4.3 実験結果および考察

4.3.1 厚手材のアレスト性影響因子と決定機構

(1) CR 条件の影響

各供試鋼の $T_{Kca4000}$ におよぼす CR の完了(仕上)温度, 累積圧下率の影響を Fig. 4-1 に示す. ICR の場合も含めて, 仕上温度が低く, 累積圧下率が大きいほどアレスト性が向上する傾向が認められる. これは第 2 章で述べた板厚 25 mm 材の結果と符合する. 次に, 代表鋼種の各板厚部位における引張, およびシャルピー衝撃特性の変化を Fig. 4-2~Fig. 4-4 に整理する. また, 鋼 Q1, Q3, Q5, S1, S3 および T1 の表下 5 mm, $t/4$, $t/2$ の OM ミクロ組織(TD 垂直断面; ナイタル腐食)を Fig. 4-5, EBSD 粒界マップ(RD 垂直断面; 方位差 $\geq 15^\circ$)を Fig. 4-6, ODF(Bunge 表記; $\phi_2=45^\circ$)を Fig. 4-7, ESSO 破面外観を Fig. 4-8 に示す.

鋼 Q で CR 開始温度を変化させた場合, Y_P , TS は CR 温度とともに高くなる傾向がある(Fig. 4-2 (a)). $vTrs$ は $t/4$ で一部逆転が見られるが, 概ね高温 CR ほど上昇する. cT_{70J} も $t/4$, $t/2$ では $vTrs$ と同様の挙動を示すが, 表層では逆の依存性を示すことがわかる(Fig. 4-2 (b)). 鋼 Q で CR 累積圧下率を変化させた場合は, CR 率 50 % で Y_P が若干低くなっているが, 概ね累積圧下率が大きいほど高強度化し(Fig. 4-3 (a)), 靱性は向上する(Fig. 4-3 (b)). 上記の挙動は, OM ミクロ組織(Fig. 4-5 (a)~(i)), EBSD 粒径(Fig. 4-6 (a)~(i))の違いにより解釈できる. なお, 鋼 T1 の表層部の cT_{70J} は -101°C と良好であり, 焼きの入ったミクロ組織を呈し(Fig. 4-5 (p)), EBSD 粒径も細かい(Fig. 4-6 (p)). 前述した高温 CR 材 Q3 の表下 5 mm における EBSD 粒径は鋼 Q1 と変わらないように見える(Fig. 4-6 (d), (g))が, 表面近傍では Q3 の方が細粒となっており, それが cT_{70J} の低温化に寄与した可能性はある.

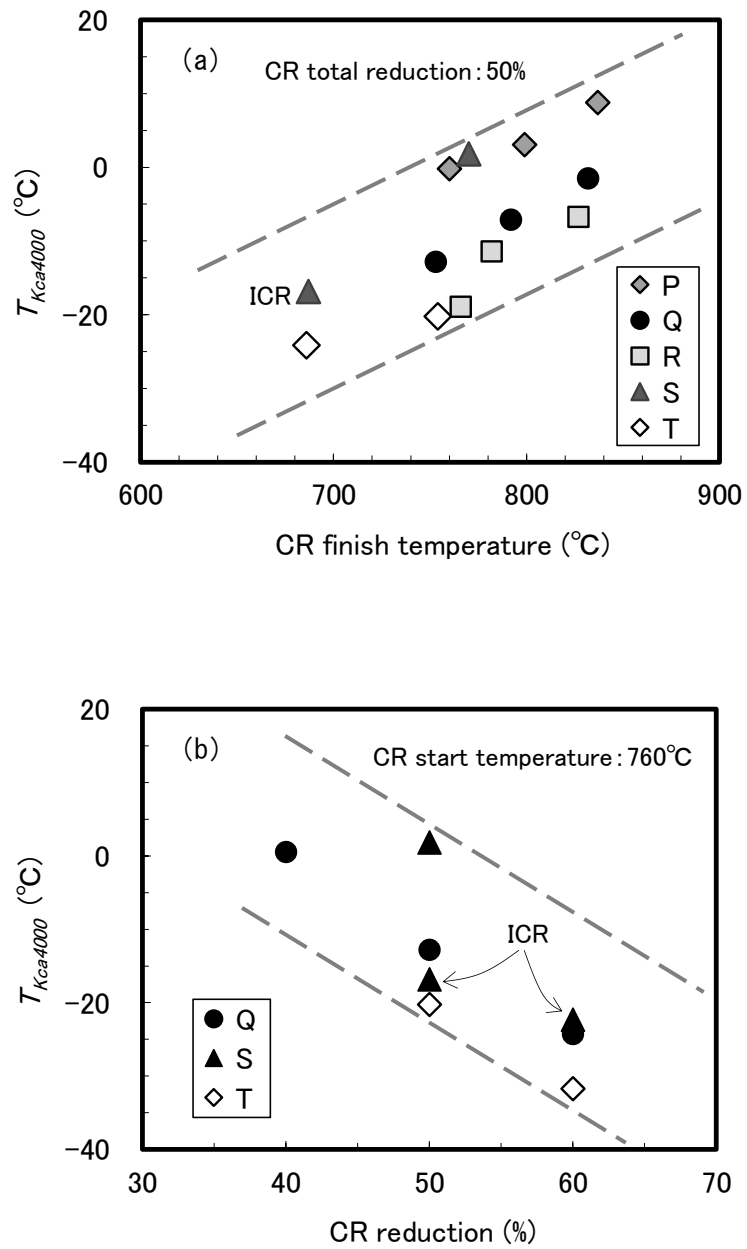


Fig. 4-1. Change in arrest toughness, $T_{Kca4000}$, with (a) CR finish temperature and (b) CR total reduction.

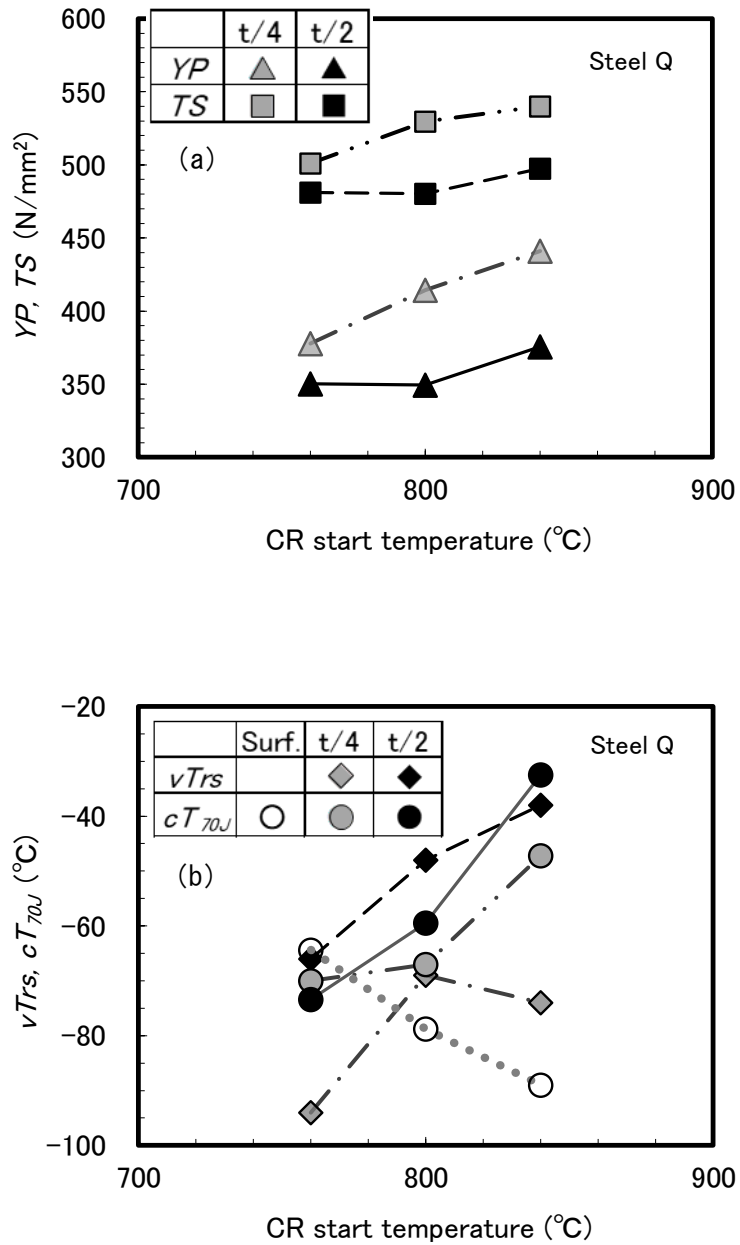


Fig. 4-2. Effect of CR start temperature on (a) YP , TS , (b) $vTrs$ and cT_{70J} for Steel Q.

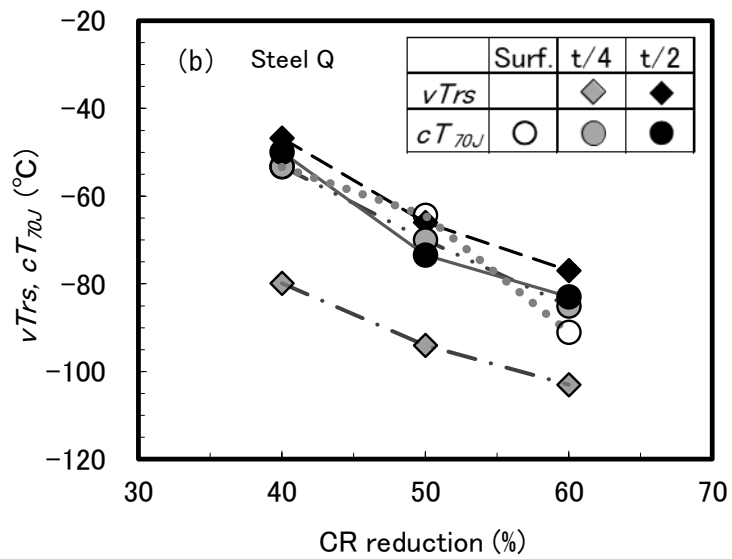
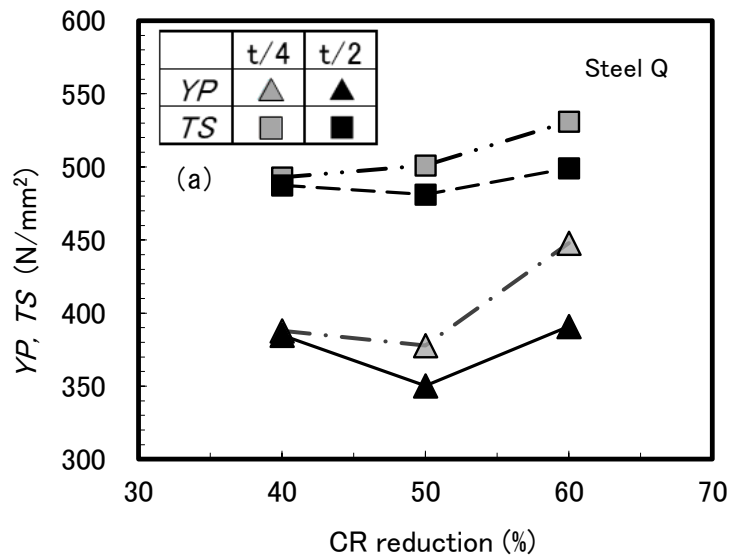


Fig. 4-3. Effect of CR reduction on (a) YP , TS , (b) $vTrs$ and cT_{70J} for Steel Q.

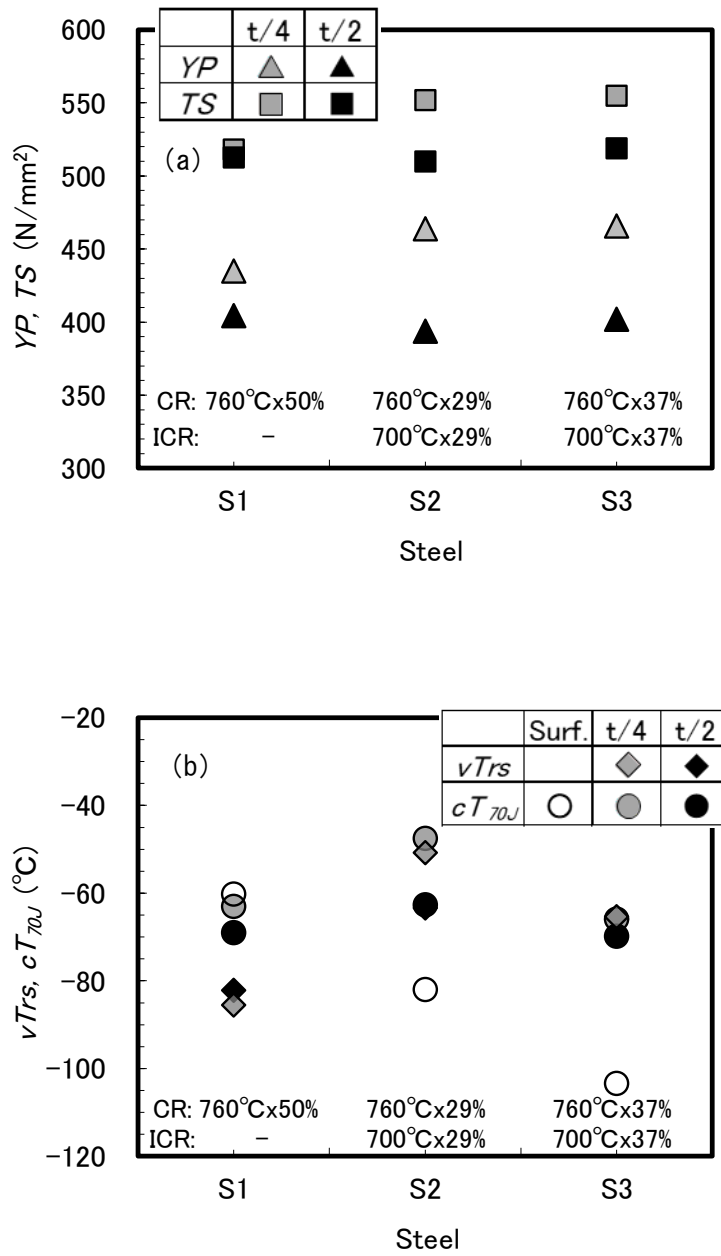


Fig. 4-4. Effect of CR conditions on (a) YP , TS , (b) $vTrs$ and cT_{70J} for Steel S.

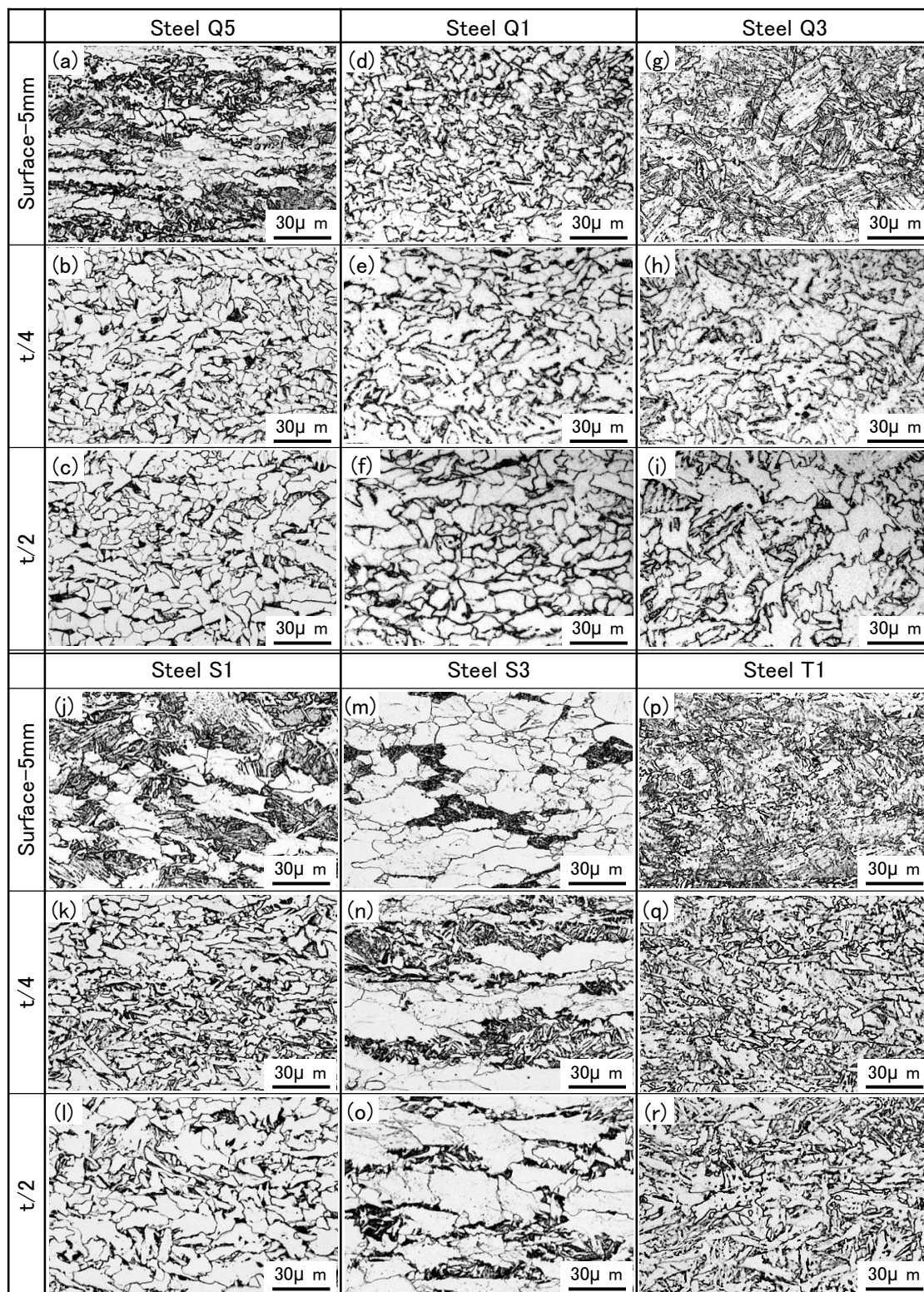


Fig. 4-5. OM microstructures of Steels Q1, Q3, Q5, S1, S3 and T1 (Nital etching).



Fig. 4-6. EBSD grain boundary maps of Steels Q1, Q3, Q5, S1, S3 and T1
(Misorientation $\geq 15^\circ$).

Fig. 4-1 (b)でも示したように、鋼 S で CR の累積圧下率の半分を ICR とすると、アレスト性は明らかに向上する。このとき、t/4 部の強度は若干高くなる (Fig. 4-4 (a))。t/4, t/2 部の靱性は低下する傾向が見られるが、累積圧下率の増加により改善される。一方、表層部の cT_{70J} は ICR を強化するほど顕著に低温化することがわかる (Fig. 4-4 (b))。鋼 S3 (ICR 材) のマイクロ組織は、S1 と比較してすべての板厚位置で粗粒となっている (Fig. 4-5, 4-6 (j)~(o)) ことから、ICR 強化による靱性向上には集合組織が影響していると予想される。そこで Fig. 4-7 の ODF を見ると、いずれの鋼でも t/2 部は圧縮ひずみを受けた加工オーステナイト (γ) から変態したときの典型的な集合組織を呈しており、 $\{001\}$ ~ $\{112\}\langle 110\rangle$ と $\{332\}\langle 113\rangle$ の集積度が高い²⁾。これらの方位は、Fig. 4-7 の右側に立方体で示すように、き裂伝播方向である TD にへき開面である $\{100\}$ 面が配置しないため、き裂は直進しにくい (すなわち、アレストには有利である) と考えられる³⁾。このような ODF を“圧縮型”と呼称する。t/4 部の集合組織はランダムに近いが、 $\{001\}\langle 010\rangle$ 、 $\{110\}\langle 001\rangle$ への集積が若干見られることからわかるように、t/2 部と比べるとき裂は直進しやすい。このような ODF は、せん断ひずみを受けた γ から変態した場合に見られ、“せん断型”と呼ぶことにする。表層部については明らかな鋼種差が見られ、ICR 材 S3 は t/2 と類似の ODF であるのに対し、S1, Q1, Q3 では t/4 に近い。したがって、S3 のアレスト性向上は、表層部のアレストに有利な集合組織、あるいは板厚方向の顕著な集合組織の分布が影響したものと推察される。

Fig. 4-8 に示す小型 ESSO 試験片破面外観から、アレスト性が良くない場合には脆性き裂の前縁形状がサムネイル、良好である場合にはスプリットネイル状になることがわかる。これは、t/2 部においてはアレストに有利な集合組織が形成され、t/4 部に対してき裂の進展が抑制されるためと解釈できる。さらに、ICR 材 S3 では伝播初期から表層部に厚いシアリップと呼ばれる延性破面が確認される。これは、上述したように表層部の集合組織の影響と考えられる。なお、このようなシアリップは、粗圧延後に水冷し、表層部が復熱される過程で CR を行う特殊な製法を適用した表層超細粒鋼⁴⁾でも観察されている。

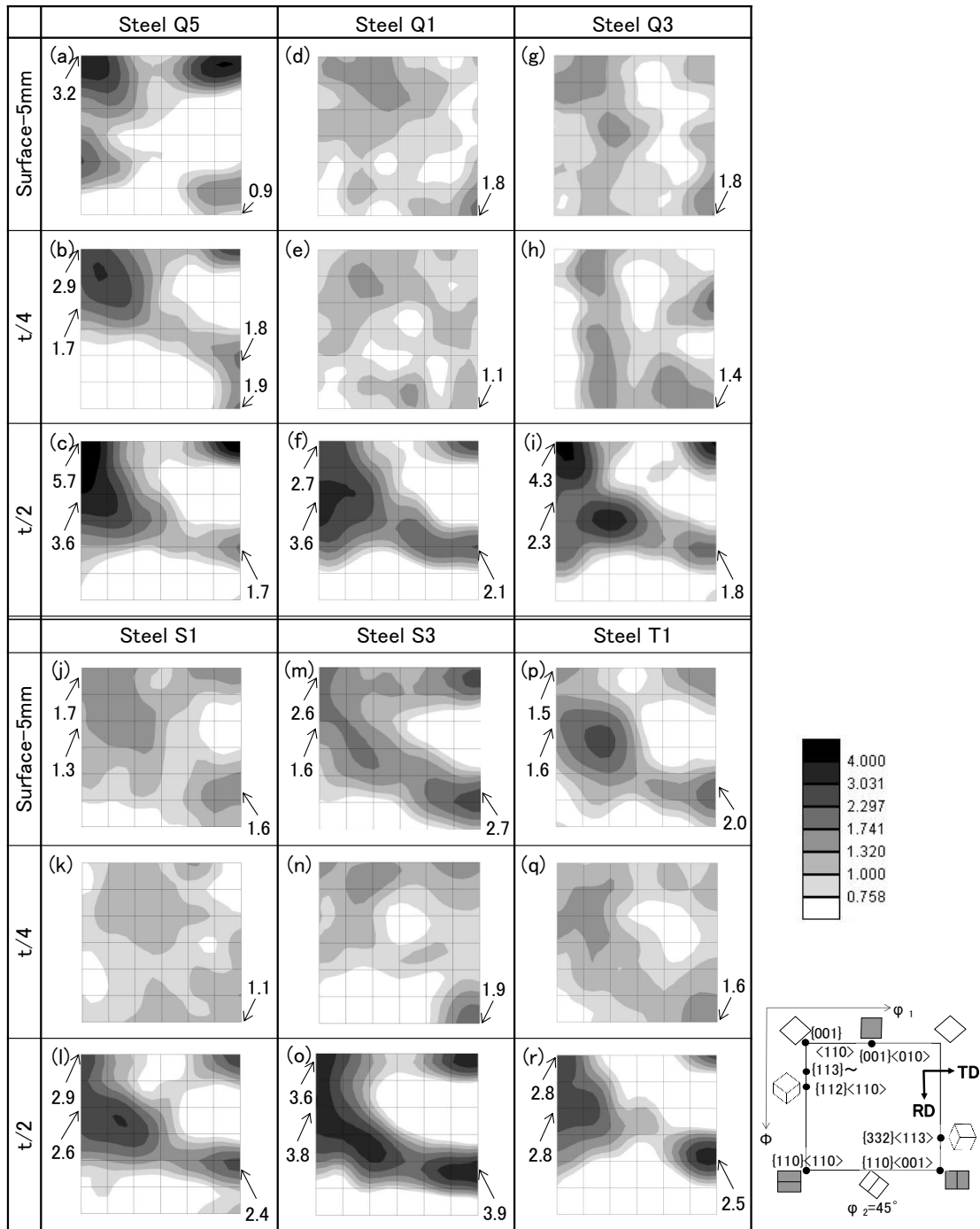


Fig. 4-7. ODFs of Steels Q1, Q3, Q5, S1, S3 and T1(Bunge; $\phi_2=45^\circ$).

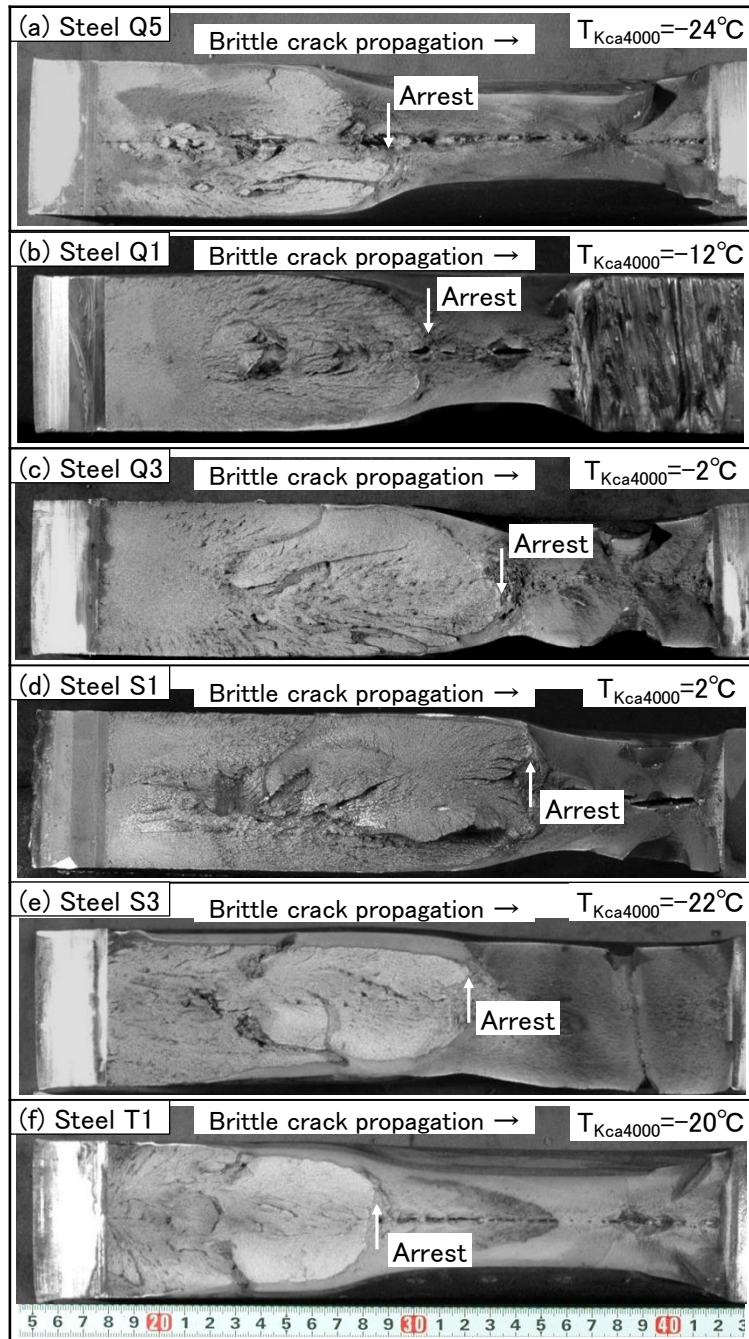


Fig. 4-8. Fracture appearance of ESSO test specimen for the Steels Q1, Q3, Q5, S1, S3 and T1.

板厚 60 mm の厚手材でも、25 mm 材と同様に、全厚特性であるアレスト性に有効結晶粒径と集合組織が影響することが確認された。そこで次に、どの部分の粒径や集合組織を考慮すればよいかを明らかにする必要がある。なお、第 3 章において、有効結晶粒径を推定する方法を示したが、本章では簡単のため、EBSD により求めた算術平均粒径を用いて整理する。t/4, t/2 部の EBSD 粒径の平均値 ($d_{EBSD-ave}$) の -1/2 乗と $T_{Kca4000}$ との関係を Fig. 4-9 に示す。全体としては右下がりのバンドで整理されるが、ICR 材はバンドから大きく外れており、集合組織の寄与が大きいことが示唆される。これらの供試鋼のうち Ceq がほぼ同等である鋼 Q, R について、各部位の EBSD 粒径、t/4, t/2 部の平均値、表下 5 mm を含めた平均値の -1/2 乗と $T_{Kca4000}$ との関係を Fig. 4-10 に示す。図中には直線回帰した場合の決定係数 R^2 の値も示した。表層部の粒径の変化は小さく、 $T_{Kca4000}$ との相関はほとんど認められない。ただし、上述したようにシャルピー試験片に含まれる最表面から 10 mm の領域では粒径が大きく変動している可能性があり、表下 5 mm の粒径の代表性には疑問が残る。一方、t/4, t/2 部の粒径と $T_{Kca4000}$ には明らかな相関がみられ、t/2 の方が若干 R^2 は大きい。また、t/4, t/2 部の平均、表層を含む 3 箇所を平均値をとるとさらに相関が良くなる。これが本質的な効果かどうかはわからないが、全厚のアレスト性を評価するに当たり、各板厚部位の平均値を採用することには一定の合理性があると考えられる。

同様の検討を集合組織についても試みた。集合組織強度を表す指標としては、圧縮型 ODF の場合は $\{001\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 、 $\{332\}\langle 113\rangle$ の集積度の平均、せん断型 ODF の場合は $\{001\}\langle 010\rangle$ 、 $\{110\}\langle 001\rangle$ の集積度の高い方とした。 Ceq が同等の鋼 Q, R, ICR を実施した鋼 S の各板厚部位の集合組織強度、あるいは各部位の加算強度と $T_{Kca4000}$ との関係を Fig. 4-11 に示す。ただし、t/4 単独の集積度はいずれも高くないため除外した。集合組織の場合も、単独の位置における強度よりも、表層と t/2、または 3 箇所を加算強度を用いた方が、 $T_{Kca4000}$ との相関が良くなることがわかる。これは、第 2 章の 2.3 でも述べたように、板厚方向の大きな集合組織分布がアレスト性向上に寄与することに対応するものと考えられる。集合組織分布を表す最適な指標について明らかにするためには、さらに詳細な検討が必要である。

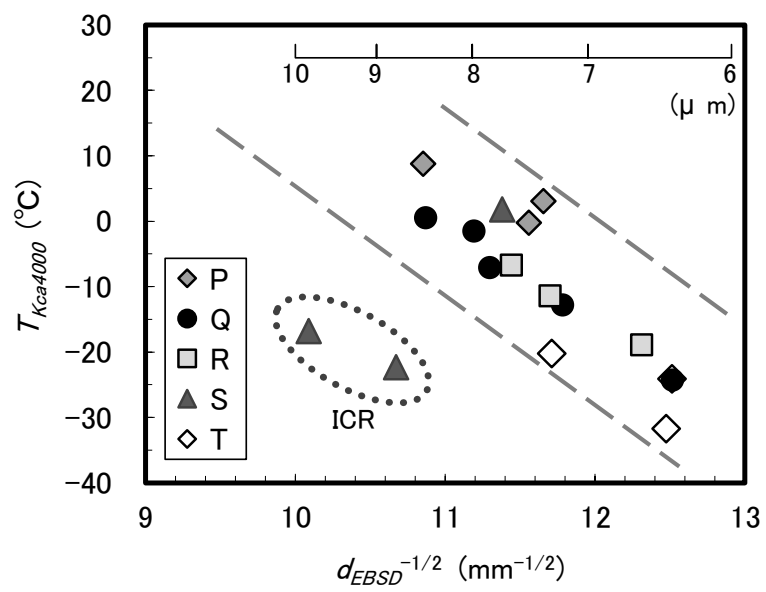


Fig. 4-9. Relationship between $d_{EBSD-ave}$ (average of $t/4$ and $t/2$ thickness position) and $T_{Kca4000}$.

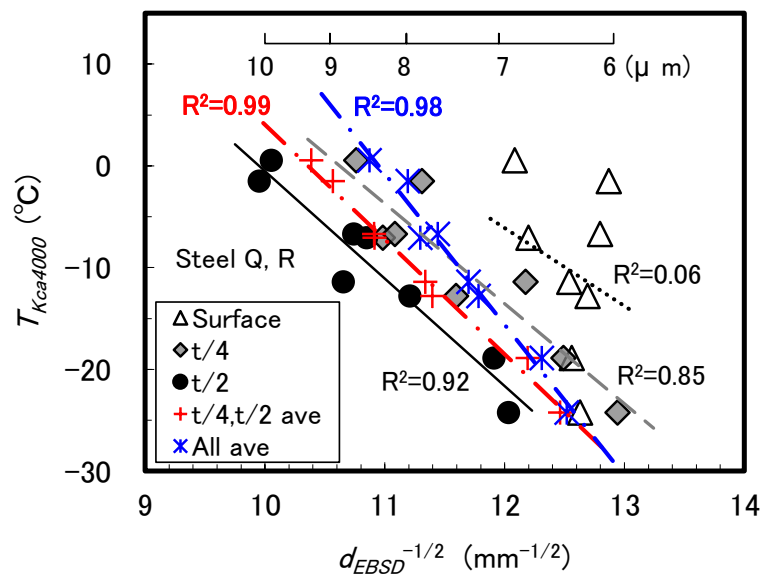


Fig. 4-10. Relationship between d_{EBSD} (each thickness position and two kinds of average) and $T_{Kca4000}$ for the Steels Q and R.

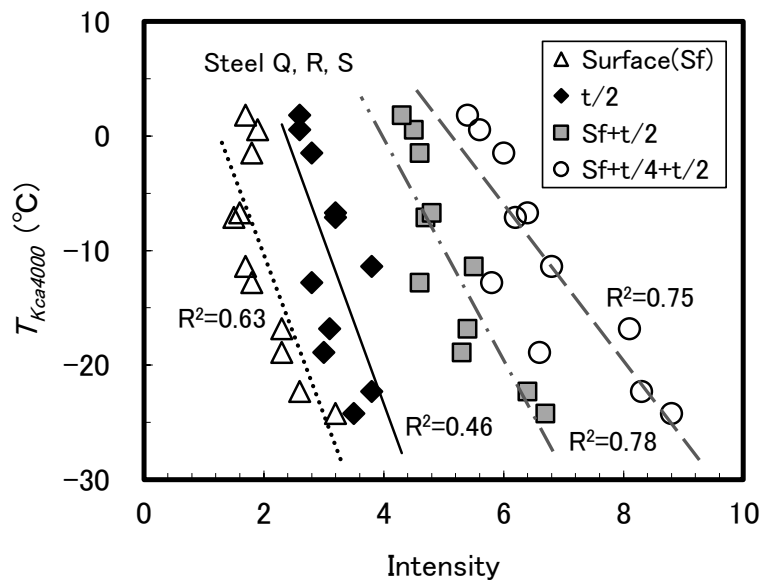


Fig. 4-11. Relationship between texture intensity and $T_{Kca4000}$ for the Steels Q, R and S.

(2) テンパー条件の影響

鋼 Q でテンパー条件を変化させたときの引張試験，V ノッチ，およびシェブロンノッチシャルピー試験，小型 ESSO 試験の結果を Fig. 4-12 に示す．焼戻しなし (ACC まま) 材は TS が高く，焼戻し温度とともに TS は低下する． $vTrs$ は焼戻しなしに対して $430\text{ }^{\circ}\text{C}$ で急激に低温化し，焼戻し温度とともに緩やかに下がる．これは，Fig. 4-13 に示すように，ACC により生成した 5 % 程度の M-A (Martensite-Austenite constituent) が $430\text{ }^{\circ}\text{C}$ の焼戻しにより分解したこと，および $530\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上では TS が低下したことによるものと考えられる．一方， cT_{70J} は熱処理条件によらずほぼ一定であり，小型 ESSO による $T_{Kca4000}$ の挙動と対応することがわかる．この事実は，アレスタ性を評価する際には，V ノッチシャルピーよりもシェブロンノッチシャルピー試験の方が適切であることを示している．詳細は第 5 章においてあらためて議論する．

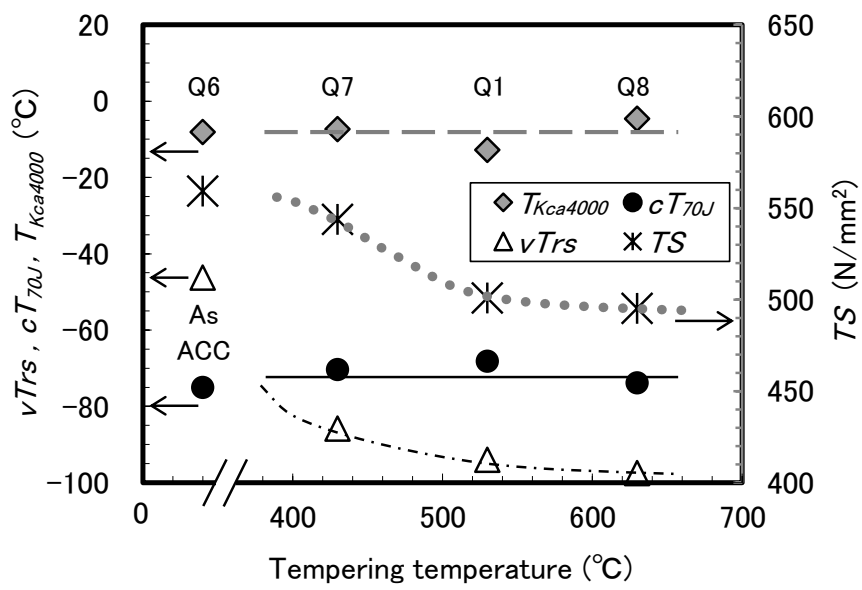


Fig. 4-12. Effect of tempering condition on TS , $vTrs$, cT_{70J} at $t/4$ thickness and $T_{Kca4000}$ for the Steels Q1, Q6~Q8.

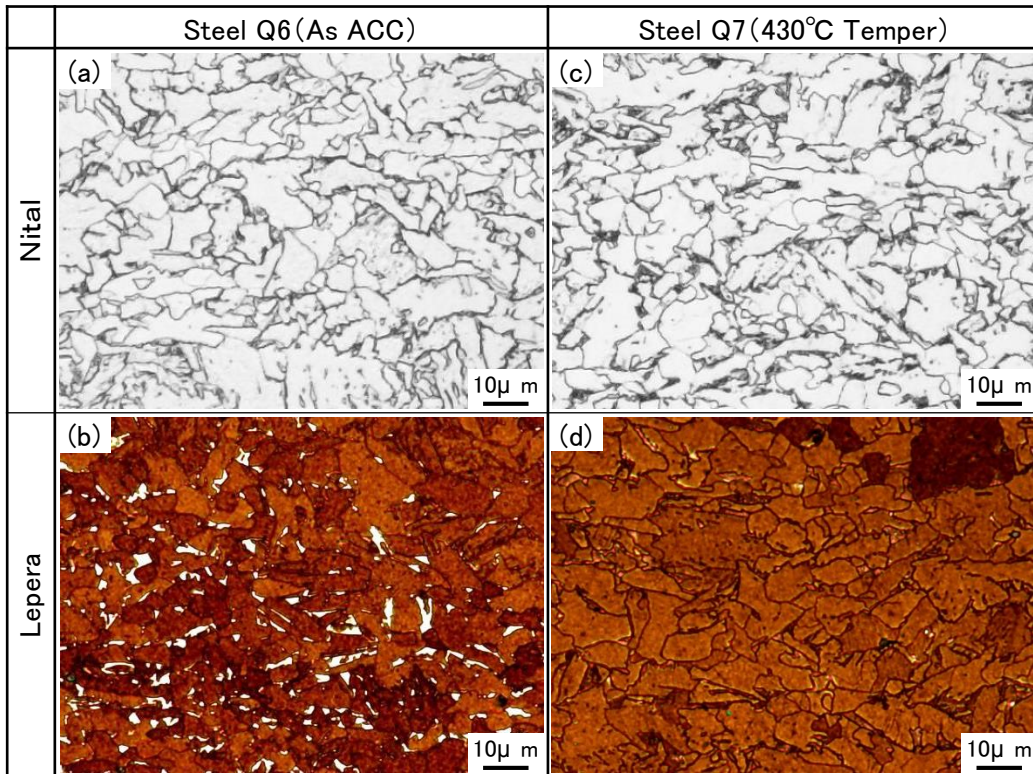


Fig. 4-13. OM microstructures of the Steels Q6 and Q7 at t/4 thickness etched with (a), (c) Nital and (b), (d) Lepera reagent.

4.3.2 アレスト性予測モデルの構築

本節ではアレスト性支配因子を用いて、厚手材のアレスト性予測式の導出を試みる。それに先立ち、各因子の影響メカニズムをあらためて考察してみる。アレスト現象を脆性破壊エネルギーの減衰と捉えると、通常、結晶粒内では{100}面に沿って脆性き裂が伝播するため、脆性破壊エネルギーの減衰は少ないと考えられる。一方で、き裂が粒界を超える際には方向を変える必要があり、ティアリッジの形成等にエネルギーが消費される。このように脆性き裂が結晶粒を伝播していくのにもなってエネルギーは減衰していき、ある閾値以下になった時点でき裂は停止するものとする。すると、結晶粒微細化は、き裂が方向を変える粒界の頻度増加によるエネルギー減衰の増大と解釈でき、結果としてき裂は短い距離でアレストする。Ni添加については、粒内でのき裂進展を抑制するメカニズムは想定しにくく、ティアリッジの面積を大きくする、すなわち、粒界でのエネルギー減衰量自体を増大させるものと考えられる。脆化相は粒内、粒界ともに存在するが、粒界でのき裂進展を促進する効果の方が大きく、脆化相の低減は粒界でのエネルギー消費量を増大させるものと考えられる。ただし、粒内に存在する脆化相の影響を否定する明確な根拠はなく、脆化相の低減が粒内でのエネルギー消費量を若干大きくさせる可能性はある。以上の様子を Fig. 4-14 に模式的に示す。集合組織の影響は、結晶粒レベルではなく、より大きな領域における現象であるため、上記の因子と同列に論じることは難しい。

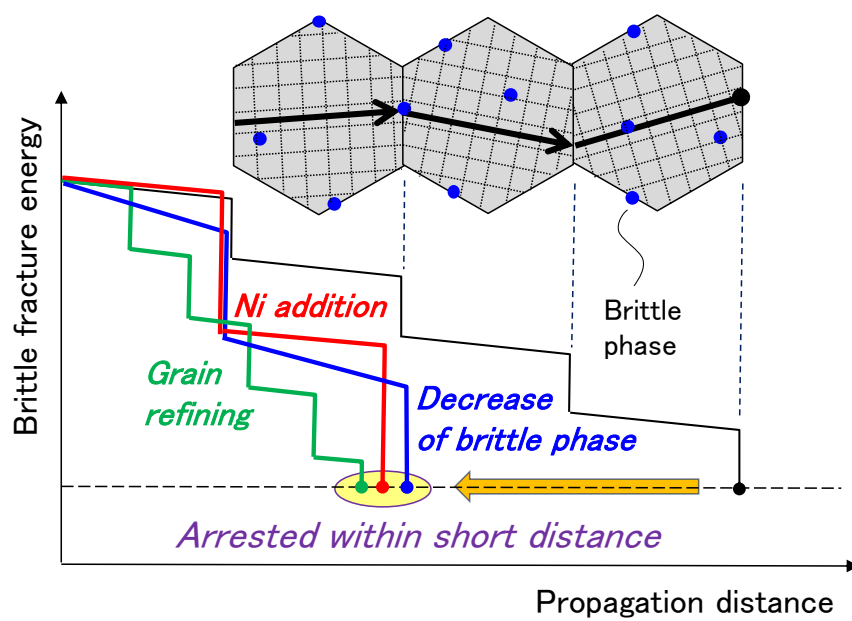


Fig. 4-14. Schematic illustration showing principle guideline for arrest toughness improvement.

アレスト性予測式の導出に用いるデータは、前節で示した供試鋼からテンパー条件の異なる Q6～Q8 を除いた計 17 種の鋼とする。前述したように、結晶粒微細化、Ni 添加、脆化相低減、集合組織導入ではアレスト性に影響するメカニズムが異なり、相互作用も想定しにくいので、これらの効果は独立であるとする。説明変数としては t/4, t/2 部の平均 EBSD 粒径の^{-1/2}乗 ($d^{-1/2}$), Ni 量 ([Ni%]), C 量 ([C%]), 表層, t/4, t/2 部の加算集合組織強度 (ΣI) を用いて、小型 ESSO 試験で得られた -10 °C における Kca の値 ($Kca_{[-10^{\circ}C]}$) が上記の線形結合で表現されると仮定して、重回帰分析により係数を決定した。ただし、60 mm 材では C, Ni 量の変動幅が小さいので、第 2 章で示した板厚 25mm の鋼 A1, B, E, J, M の Kca を 60 mm に換算したデータも追加して回帰を行った。板厚効果を表す式は従来からいくつか提案されている^{5~8)}が、ここでは最も取り扱いが簡単な井上ら⁸⁾による式(5-1)を用いた。

$$Kca/Kca_{[25mm]} = \exp\{0.29 \cdot (1 - t/25)\} \quad \dots (5-1)$$

重回帰分析により得られた結果を式(5-2)に示す。

$$Kca_{[-10^{\circ}C]} = 280 \cdot d^{-1/2} + 1926 \cdot [\%Ni] - 8405 \cdot [\%C] + 376\Sigma I - 1534 \quad \dots (5-2)$$

ただし、これは板厚 60 mm の小型 ESSO 試験により得られる Kca を推定するもので、 d の単位は mm である。上式による 60 mm 材の $Kca_{[-10^{\circ}C]}$ の予測値と実測値の比較を Fig. 4-15 に示す。R² があまり高くないこと、ICR 材がどちらも低めに予想されることから、集合組織の影響を適正に取り込めていない可能性があると考え、 ΣI の項を除いて重回帰分析を行った。結果を式(5-3)に示す。

$$Kca_{[-10^{\circ}C]} = 614 \cdot d^{-1/2} + 1780 \cdot [\%Ni] - 9584 \cdot [\%C] - 2916 \quad \dots (5-3)$$

この式による $Kca_{[-10^{\circ}C]}$ の予測値と実測値の比較 (ICR 材は除外) を Fig. 4-16 に示す。R² の値は 0.75 と改善されることがわかる。

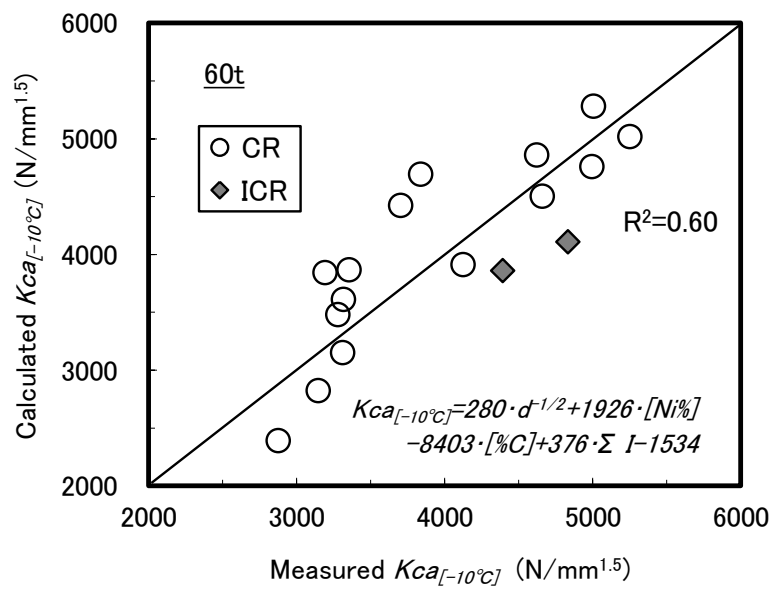


Fig. 4-15. Relationship between calculated $Kca_{[-10^{\circ}C]}$ and measured $Kca_{[-10^{\circ}C]}$.

The calculated $Kca_{[-10^{\circ}C]}$ is expressed as the linear equation of effective grain size, Ni and C contents and texture intensity.

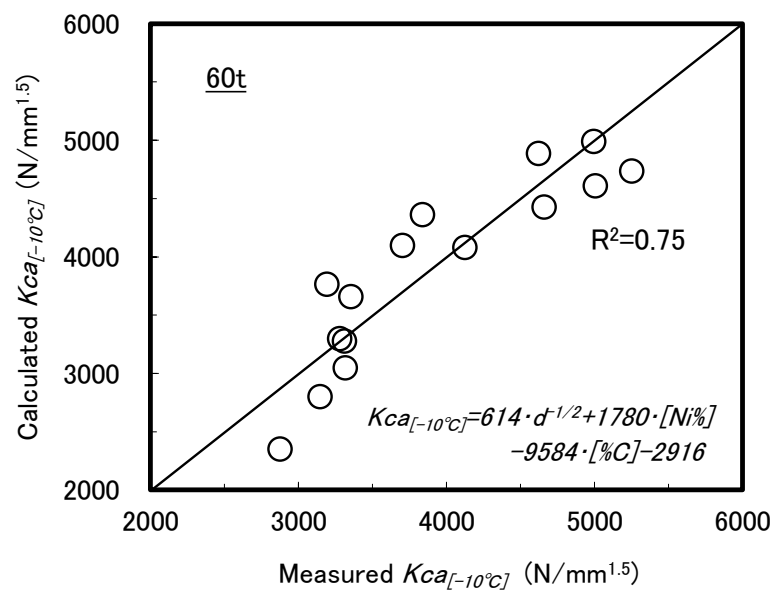


Fig. 4-16. Relationship between calculated $Kca_{[-10^{\circ}C]}$ and measured $Kca_{[-10^{\circ}C]}$.

The calculated $Kca_{[-10^{\circ}C]}$ is expressed as the linear equation of effective grain size, Ni and C contents.

上記の式(5-2), (5-3)を用いることにより, 例えば, アレスト影響因子の寄与度の比較, 特性向上のための指針検討等の定量的評価を行うことができる. また, 一般にアレスト鋼の製造には低温加熱, 低温 CR が適用され製造負荷が高いが, これらの条件緩和にも活用できる. C 量は一般に母材強度や継手靱性を担保する観点から定めるため考慮しないとして, 式(5-3)を用いれば所定のアレスト性を確保するための必要 Ni 量と有効結晶粒径に関する組織の必要条件が推定できる. したがって, CR 条件と有効結晶粒径との関係を別途把握しておけば, Ni 添加による CR 条件緩和の指針が得られることになる.

今後, 汎用的なアレスト性予測モデルを構築する際の課題について述べる. まずは, 集合組織の影響を分離・定量評価する必要がある. おそらく, 特定部位の集合組織というよりも, 板厚方向全体の集合組織分布が重要であると考えられ⁹⁾, これをどのように指標化していくかがポイントとなろう. 実験的な検証には困難が予想されるが, 最近では結晶粒スケールの脆性き裂伝播現象をモデル化し, 実鋼板スケールのき裂伝播・停止挙動を再現する取り組み¹⁰⁾も行われており, この方面からのアプローチが期待される.

集合組織と関連して, 表層部におけるシアリップの影響を明らかにする必要もある. シアリップ効果の定量化手法¹¹⁾やアレスト力学モデル¹²⁻¹⁴⁾は提案されており, 今後は化学成分, 製造条件とシアリップの形成挙動(厚み, 形成開始温度等)との関連を明確化することが重要と考えられる.

また, 本節では $t/4$ と $t/2$ 部の平均粒径を用いて整理したが, 表層部の組織の取り扱いについても検討しておく必要がある. 表面から 10 mm 程度の領域であっても粒径分布があると予想され, 表層部の特性を用いて全厚アレスト性を評価する際には, どの部位の粒径で代表させるかが問題となる. 平均粒径の取り方についても, 単純に平均化する, 部位によって重みをつけて平均化する等, 様々なバリエーションが考えられるため, この点も検討の余地がある.

4.4 結言

極厚高張力アレスト鋼の開発指針の確立を目的に、実機の連続鋳造スラブを用いて実験室圧延機により板厚 60 mm の鋼板を製造した。それらの鋼板を用いて小型 ESSO 試験によりアレスト性を評価し、各板厚部位の組織とアレスト性との関連を調査した。得られた知見を以下に示す。

- (1) CR 強化（低温圧延化，累積圧下率増加）によりアレスト性は向上した。この効果は組織微細化によるものと解釈され，板厚各部位の平均 EBSD 粒径の $-1/2$ 乗とアレスト性指標との間に直線関係が成り立つことを確認した。
- (2) 二相域圧延の適用によりアレスト性は向上した。この効果は結晶粒径では説明できず，表層部に形成されたアレストに有利な集合組織，あるいは板厚方向の生じた集合組織の分布が影響しているものと推察された。
- (3) 結晶粒径, Ni 量, C 量, 集合組織強度からなるアレスト性予測式を導出した。本取り組みを進めることにより，厚手アレスト鋼の要因分析，特性確保や生産性改善のための指針検討に活用することが可能となる。

第 4 章の参考文献

- 1) ぜい性亀裂アレストじん性試験方法, WES 2815, 日本溶接協会, (2014).
- 2) H. Inagaki, K. Kurihara and I. Kozasu: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 991.
- 3) T. Handa, T. Tagawa and F. Minami: *Tetsu-to-Hagané*, **98** (2012), 32.
- 4) T. Ishikawa, Y. Nomiyama, Y. Hagiwara and S. Aihara: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **177** (1995), 259.
- 5) 低温用圧延鋼板判定基準, WES 3003, 日本溶接協会, (1995 改正).
- 6) H. Mimura: *J. High Press. Inst. Jpn.*, **49** (2011), 184.
- 7) Y. Kawaguchi: *Sumitomo Met.*, No. 25 (1973), 162.
- 8) 井上健裕, 萱森陽一, 石川忠: 特許第 4782067 号.
- 9) 井上博史: 材料の組織と特性部会, 「降伏強度と組織」研究会・報告書 I - 解説・レビュー編 -, 日本鉄鋼協会, (2006), 21.
- 10) K. Shibanuma, Y. Yamamoto, F. Yanagimoto, K. Suzuki, S. Aihara and H. Shirahata: *Tetsu-to-Hagané*, **102** (2016), 347.
- 11) H. Mimura: *J. High Press. Inst. Jpn.*, **31** (1993), 58.
- 12) S. Machida, H. Yoshinari, M. Yasuda, S. Aihara and H. Mabuchi: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **177** (1995), 243.
- 13) S. Aihara, S. Machida, H. Yoshinari and H. Mabuchi: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **178** (1995), 545.
- 14) S. Aihara, S. Machida, H. Yoshinari and H. Mabuchi: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **179** (1996), 389.

第5章 厚手高張力鋼のアレスト性簡易評価法の検討

5.1 緒言

鋼板のアレスト性を評価する方法としては、第1章で述べた通り、温度勾配型 ESSO 試験¹⁾が一般的である。ところが、ESSO 試験を行うためには多大なコストや工期が必要であり、鋼板の品質保証試験には適さない。そこで、これに代わる各種の小型試験が提案されている。例えば、CCA (Compact Crack Arrest) 試験²⁾、NRL 落重試験³⁾、DWT (Drop Weight Tear Test) 試験⁴⁾、テーパ型 DCB (Double Cantilever Beam) 試験⁵⁾等であり、ESSO 試験との対応が検討されてきた。さらに小型の試験として、シャルピーサイズの試験片を用いた検討も数多く行われてきた。一般的な 2mmV ノッチシャルピー試験は、主に脆性き裂の発生特性を評価する方法とされる⁶⁾。そこで、アレスト性を評価するため、脆性き裂を発生させやすくする種々の工夫がなされ、一定の効果があることが確認された。例えば、プレスノッチ⁷⁾、疲労ノッチ、電子ビーム加熱と機械ノッチまたは疲労ノッチの組み合わせ⁸⁾等である。

著者らは近年、アレスト鋼の工業生産・出荷に対応するため、板厚 40~100 mm、*YP* 390~460 N/mm²級の実機鋼板を用いて、各板厚部位から採取した小型試験結果と ESSO 試験結果との相関を調査し、表層の NRL 落重試験と t/4 (t: 板厚) 部の V ノッチシャルピー試験の組み合わせによりアレスト性を評価できることを見出し、アレスト性合否判定基準として確立した^{9,10)}。しかし、上記は現行の実機鋼板をベースとしており、成分系や製造プロセスが大きく異なる鋼板にも適用できるとは限らない。また、NRL 落重試験では加工の途中で脆化ビードを置く工程が必要であり、工期短縮の効果は限定的である。したがって、鋼板の成分や製法に限定されず、機械加工のみで試験片を採取し、既存のシャルピー試験機を用いて簡便にアレスト性を評価できる方法に対するニーズは依然として大きい。

そこで著者らは、V ノッチの底を山形にしたシェブロンノッチシャルピー試験片を考案した¹¹⁾。本報では、実験室および工場で作成した種々の鋼板を用いて、上記試験によるアレスト性の簡易評価の可能性について検討した結果を報告する。

5.2 実験方法

本研究ではまず、実験室溶解・圧延により製造したアレスト性の異なる複数の 25 mm 厚鋼板を用いて、各種ノッチ形状のシャルピー試験を実施し、温度勾配型 ESSO 試験との比較を行った。供試鋼は第 2 章で述べた鋼板の一部であり、Table 5-1 に化学成分と製造条件を示す。鋼板の $t/4$ 部から圧延方向 (RD: Rolling Direction) に V ノッチ、プレスノッチ、シェブロンノッチシャルピー試験片を採取し、板厚方向にノッチ (断面ノッチ) を導入して試験に供した。V ノッチおよびシェブロンノッチシャルピー試験片の形状を Fig. 5-1 に示す。シェブロンノッチの断面積は V ノッチと等しいが、切欠き底の応力集中度を高めることで、脆性き裂を発生させやすくしている。アレスト性の評価は、300 mm 幅の小型 ESSO 試験片を採取して、各供試鋼につき 3~5 体の試験を行い、 K_{ca} が 4000 または 6000 $\text{N}/\text{mm}^{1.5}$ となる温度 ($T_{Kca4000}$, $T_{Kca6000}$) を求めた。第 2 章でも述べたように、温度勾配を推奨条件よりも大きくしたため、 K_{ca} は低めに評価される¹⁾。

また、V ノッチおよびシェブロンノッチシャルピーの破壊挙動を、き裂の発生と伝播特性の観点から定量的に評価する目的で、計装化シャルピー試験機 (東京試験機製作所製、ACIEM-50-S) を活用した。これは、衝撃ハンマーに装着されたロードセルを通じてハンマーが受ける荷重の時間波形と、レーザ変位計から変位の時間波形を同時に取得することができ、これらを合成することによって荷重-変位曲線を求めることができる。供試鋼は、0.09%C-0.1%Si-1.6%Mn-0.01%P-0.003%S を主成分 (C_{eq} : 0.42 %) とする連続鋳造スラブを用いて、実験室圧延機により CR (Controlled Rolling) 温度 850 °C または 950 °C、累積圧下率 50 % の条件で製造した $YP 460 \text{ N}/\text{mm}^2$ 級の 25 mm 材である。圧延後は室温まで ACC (Accelerated Cooling) を行い、550 °C で 15 min (900 s) の焼戻し処理を施した。 Ar_3 は小型シミュレータ試験の結果から 670~700 °C と推定された。鋼板の $t/4$ 部から RD 方向に試験片を採取し、板厚方向にノッチを入れて、種々の温度で計装化シャルピー試験を行った。

Table 5-1. Chemical compositions (mass%) and manufacturing conditions of the steels tested.

Steel	Chemical comp.		CR		Tempering	A_{r3} (°C)
	Ni (%)	C_{eq}^* (%)	Temp. (°C)	Reduction (%)	Temp. (°C)	
A1	0	0.34	850	50	550	720
A2	0	0.34	950	50	620	680
A3	0	0.34	780	50	550	730
A4	0	0.35	850	75	550	730
A5	0	0.35	780	75	570	750
B	0.49	0.37	850	50	550	690
C1	0.99	0.41	850	50	550	670
C2	0.99	0.41	950	50	620	630
C3	0.99	0.41	780	50	550	680
C4	1.01	0.41	850	75	550	670
C5	1.01	0.41	780	75	570	690

* $C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$

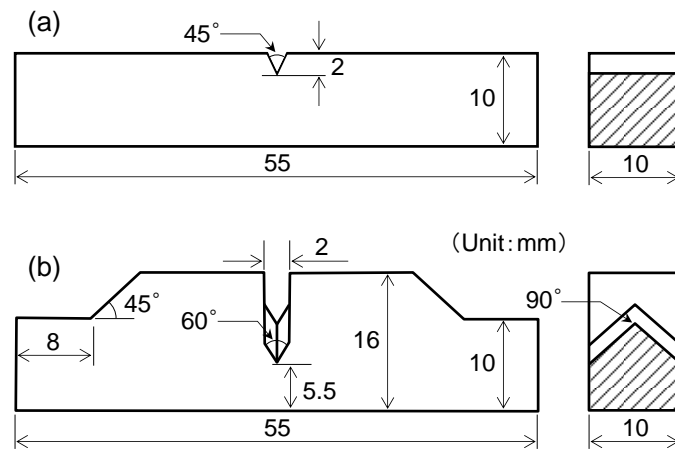


Fig. 5-1. Shapes of (a) V-notch and (b) chevron-notch Charpy test pieces.

実際のコンテナ船に適用される鋼板は板厚が 50 mm 程度以上であるため、連続鋳造スラブを用いて実験室圧延機で製造した板厚 60 mm の YP 390 N/mm² 級鋼板、厚板工場で試作した 60~70 mm の YP 390 N/mm² 級鋼板を用いて、シェブロンノッチシャルピー試験と ESSO 試験の対応を調査した。供試鋼の代表成分を Table 5-2 に示す。鋼 Q1~Q5, S2, S3 は第 4 章で示した実験室 60 mm 材 (Table 4-2 参照)、鋼 U1~U7 は工場で試作した 60 mm, V1~V8 は工場試作の 70 mm 厚鋼板である。

実験室での製造条件は、1100 °C で 90 min (5.4 ks) 加熱、1000 °C 以上で粗圧延を行い、表面実測温度 760 °C から累積圧下率 50 %、1 パス当たりの平均圧下率 9 % で CR を行い、室温まで ACC を行った後、530 °C で 15 min (900 s) の焼戻し処理を施すプロセスをベース(鋼 Q1)とした。鋼 Q2, Q3 は CR 開始温度を変化させ、Q4, Q5 は CR 累積圧下率を変化させた。鋼 S2, S3 は CR の開始を 760 °C、累積圧下率を 50, 60 % として、その半分を 700 °C 開始の二相域圧延 (ICR: Inter-Critical Rolling) とした。

厚板工場における製造条件は、1100 °C 以下の温度域に加熱して、粗圧延、CR を行った後、400 °C 以下の温度まで ACC を行い、一部は 550 °C 以下の温度で 15 min 程度の焼戻し処理を施した。CR 開始温度は 730~800 °C、累積圧下率は 50~60 % の範囲で変化させた。1 パス当たりの圧下率は 7~10 % であり、CR 終了温度はいずれも A_{r3} 変態点以上である。

各鋼板の t/4, t/2 部から RD 方向にシェブロンノッチシャルピー試験片を採取し、板厚方向にノッチを入れて、試験に供した。実験室 60 mm 材に限り、表層の黒皮を除去した位置からも同様の試験片を採取して試験を行った。実験室材は幅が 320 mm 程度であったため、前述の小型 ESSO 試験片を採取し、同じ要領で試験を行った。工場試作材からは 500 mm 幅の標準 ESSO 試験片を採取して、WES 2815¹⁾ に記載の要領で試験を行った。また、光学顕微鏡 (OM: Optical Microscope)、SEM-EBSD (Scanning Electron Microscope - Electron Backscattering Diffraction) を用いて、各板厚位置における RD, TD (Transverse Direction) 垂直断面のミクロ組織と集合組織を調査した。

Table 5-2. Typical chemical compositions of the steels tested (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	others	C_{eq}^*	A_{r3}
Q1~Q5	0.08	0.22	1.51	0.008	0.003	Cu,Ni,Nb,Ti,B	0.36	720°C
S2, S3	0.08	0.20	1.44	0.006	0.002	Cu,Ni,Nb,Ti,B	0.34	730°C
U1~U7	0.09	0.25	1.50	0.007	0.003	Cu,Ni,Nb,Ti,B	0.37	720°C
V1~V8	0.09	0.23	1.54	0.008	0.002	Cu,Ni,Nb,Ti	0.38	710°C

$$* C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$$

5.3 実験結果および考察

5.3.1 薄手材の各種シャルピー試験と ESSO 試験結果の対応

シャルピー試験結果の例として、Fig. 5-2 に鋼 A4 の吸収エネルギー、脆性破面率の遷移曲線を示す。プレスノッチやシェブロンノッチは、脆性破壊の発生が容易となるようにすることで、き裂伝播停止特性の差を抽出することを狙ったものである。しかしながら、どちらも脆性破面率が 0 % となる場合があり、伝播停止特性を評価する際には不相当と判断した。そこで、解析に当たっては脆性破面率が 0 % のデータ (Fig. 5-2 (c)~(f) 中の塗りつぶしデータ) を除外したうえで、 \tanh 関数で遷移曲線を近似した。プレスノッチ試験片で得られた吸収エネルギーは 10~100 J 程度と狭い範囲に限られており、脆性破壊が発生せずに解析から除外したデータの割合が 40 % 以上あった。本供試鋼は、プレスでは十分に脆化できなかったものと思われる。それに対して、シェブロンノッチ試験片による吸収エネルギーは 20~200 J 程度と、プレスノッチよりも広い範囲に分布しており、除外データの割合は 30 % 未満であった。シェブロンノッチ特性の鋼種比較を行うため、CR 条件の異なる A1, A2, A5, および、Ni 量の異なる A1, B, C1 のエネルギー遷移曲線を Fig. 5-3 に示す。CR 温度が低く、累積圧下率が大きいものほど遷移曲線が低温側に位置していることがわかる (Fig. 5-3 (a))。また、Ni 添加量が増えるほど、低温 (例えば -80°C) における吸収エネルギー値が増加する傾向が認められる (Fig. 5-3 (b))。

次に各種シャルピー試験の評価指標とアレスト性指標 $T_{Kca6000}$ との対応を調査する。V ノッチの指標は、JIS 規格にしたがい脆性破面率が 50 % の温度 ($vTrs$ と表記) とした。プレスノッチは、本供試鋼における吸収エネルギーの全データの平均値が 29 J であったことから、遷移曲線上で 20, 30, 40, 50 J を示すときの温度を求め、 $T_{Kca6000}$ との相関が最も良くなる 40 J のときの温度を遷移温度 (pT_{40J}) とした。シェブロンノッチの場合 (平均値 75 J) も同様にして、エネルギーが 70 J となる温度を遷移温度 (cT_{70J}) とした。そのときの脆性破面率は 70 % 程度であった。

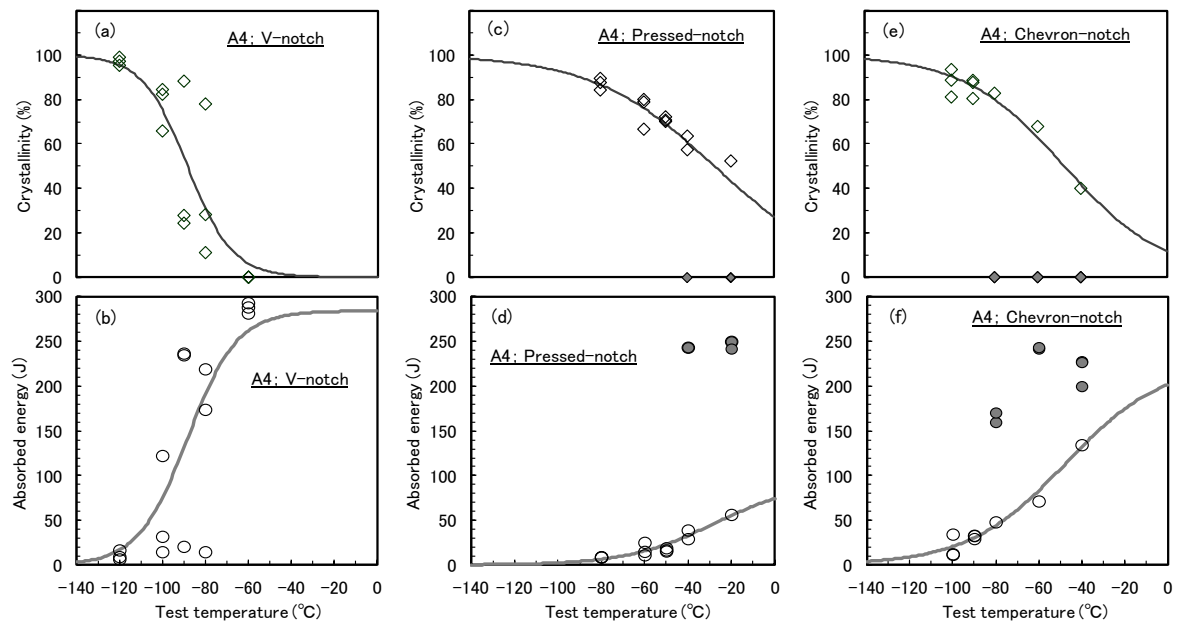


Fig. 5-2. Charpy transition curves obtained from (a), (b) V-notch, (c), (d) pressed-notch and (e), (f) chevron-notch Charpy test pieces for the Steel A4. Solid plots indicate completely ductile fracture (crystallinity=0%); therefore, they are excluded for drawing transition curve.

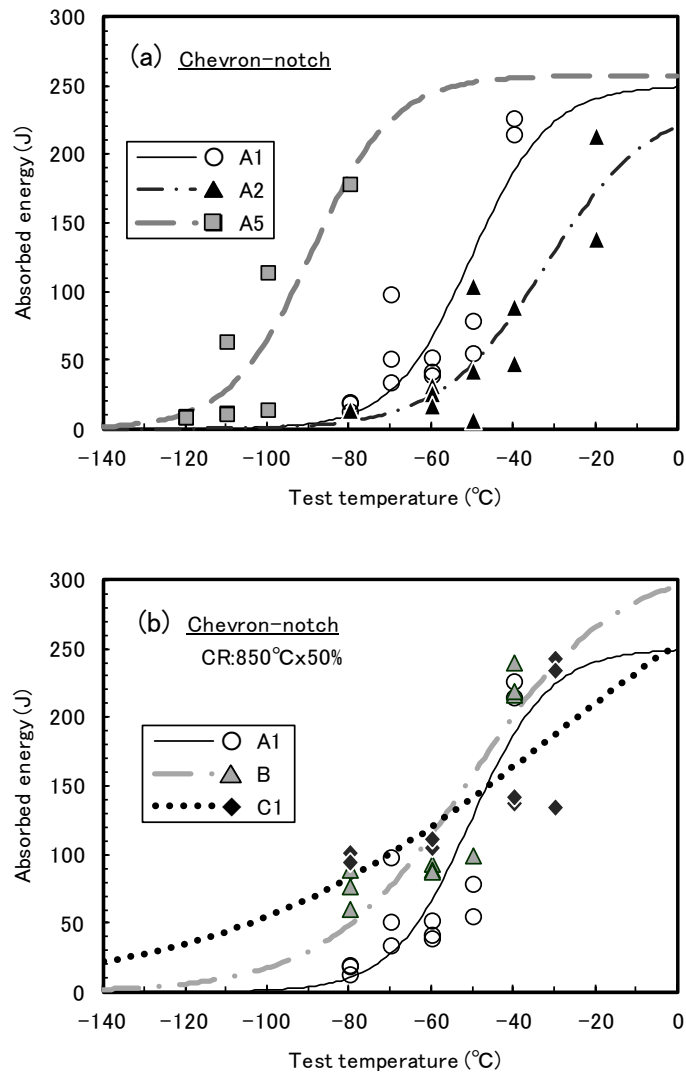


Fig. 5-3. Chevron-notch Charpy absorbed energy transition curves for specimens with (a) different CR conditions and (b) different Ni contents.

各供試鋼の遷移温度と $T_{Kca6000}$ との関係を Fig. 5-4 に示す。前述したように、ここで示す $T_{Kca6000}$ は、標準試験片により求めた値とは異なる。この図から、シェブロンノッチシャルピーによる cT_{70J} と $T_{Kca6000}$ の相関が最も良好であることがわかる。V ノッチは脆性き裂の発生特性の評価に用いられ、 $vTrs$ は結晶粒径に加えて介在物や M-A (Martensite-Austenite constituent) 等の脆化相、偏析等、脆性破壊の起点になるものの影響を反映するとされる。それに対してアレスト性は、それらの影響を受けにくいとされ、 cT_{70J} と $T_{Kca6000}$ の相関が良好であることは、シェブロンノッチがアレスト性の評価に適していることを示唆するものと考えられる。プレスノッチシャルピーのデータは少ないが、これを考慮した自由度調整済決定係数 (R^2) が最も小さかったこと、および、脆性破壊が発生しなかった試験片の割合が、シェブロンノッチよりも大きかったことから、アレスト性の評価には不適切と考えられる。そこで、以降の検討対象からは除外した。

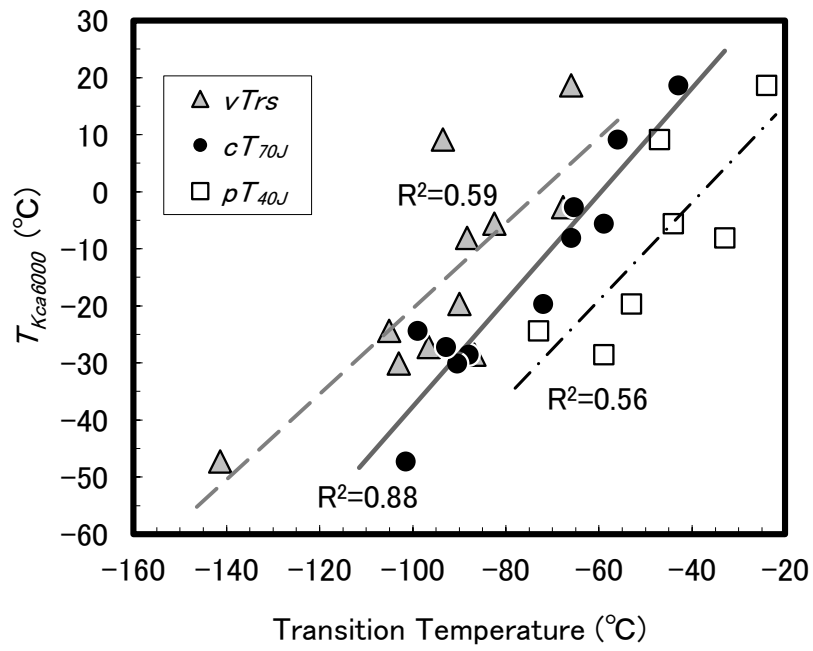


Fig. 5-4. Relationship between $T_{Kca6000}$ and Charpy transition temperatures for the Steels A, B and C (ESSO specimen width : 300 mm).

5.3.2 計装化シャルピー試験結果におよぼすノッチ形状の影響

計装化シャルピー試験機のハンマーに装着されたロードセルからの出力は衝撃ノイズを含むため、10点移動平均処理を施すことによってノイズをある程度除去した。得られた荷重-変位曲線を積分することで吸収エネルギーが求められる。こうして算出したエネルギーと、ハンマーの最大上昇角度から求めたエネルギーは、Vノッチ、シェブロンノッチともにほぼ一致することが確認された。

-100℃、-120℃におけるVノッチ、シェブロンノッチシャルピーの荷重-変位曲線の例を Fig. 5-5 に示す。2種類の供試鋼のうち850℃でCRを行ったものをCR、950℃で行ったものをOR（Ordinary Rolling：普通圧延の意味）と表記した。

CRとORの差に着目すると、いずれもCR材の吸収エネルギーの方が大きいことがわかる。また、荷重-変位曲線の形状にはノッチ形状による差異が明らかに見られ、シェブロンノッチでは初期の急激な荷重ピークと、それ以降の比較的緩やかなピークが認められる。試験後の破面外観の例を Fig. 5-6 に示す。シェブロンノッチでも切欠き山形部の少し下から脆性き裂が発生している様子が見られることから、荷重-変位曲線で見られる最初のピークは脆性き裂発生までに吸収したエネルギーに対応するものと考えられる。

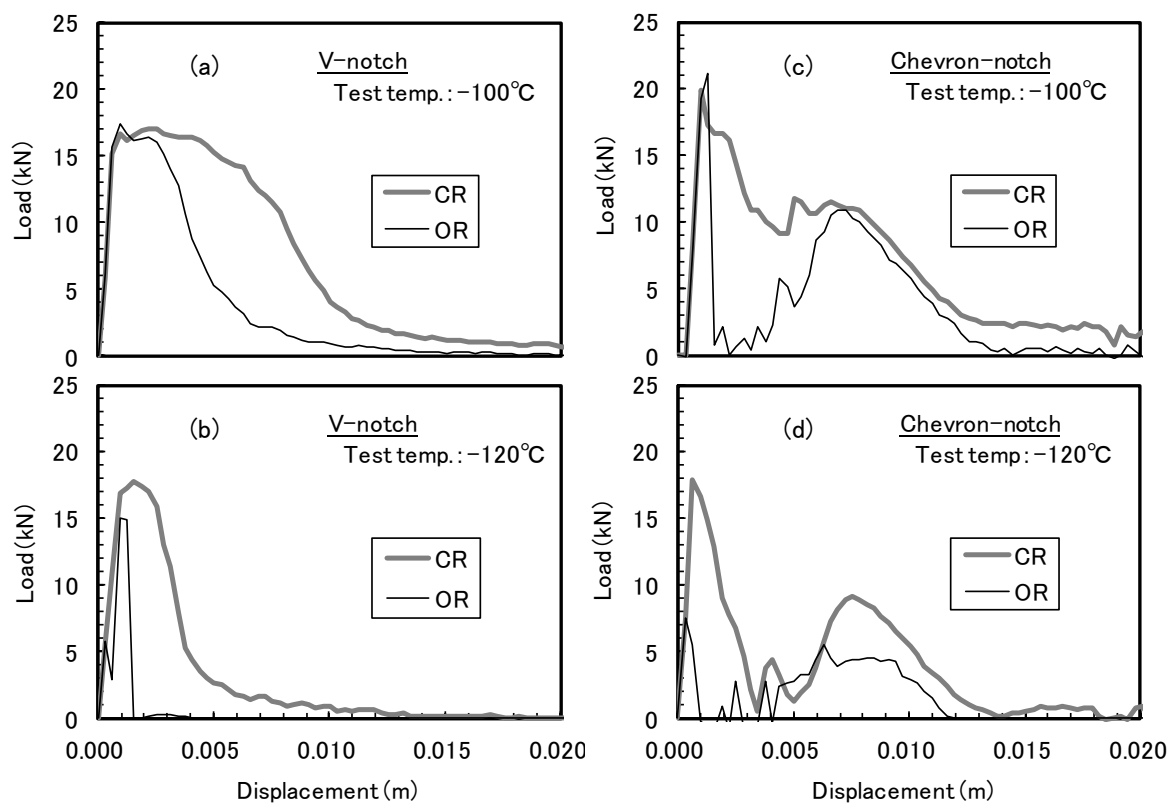


Fig. 5-5. Typical load-displacement curves of instrumented Charpy impact test obtained from 0.09%C-0.1%Si-1.6%Mn steel plates.

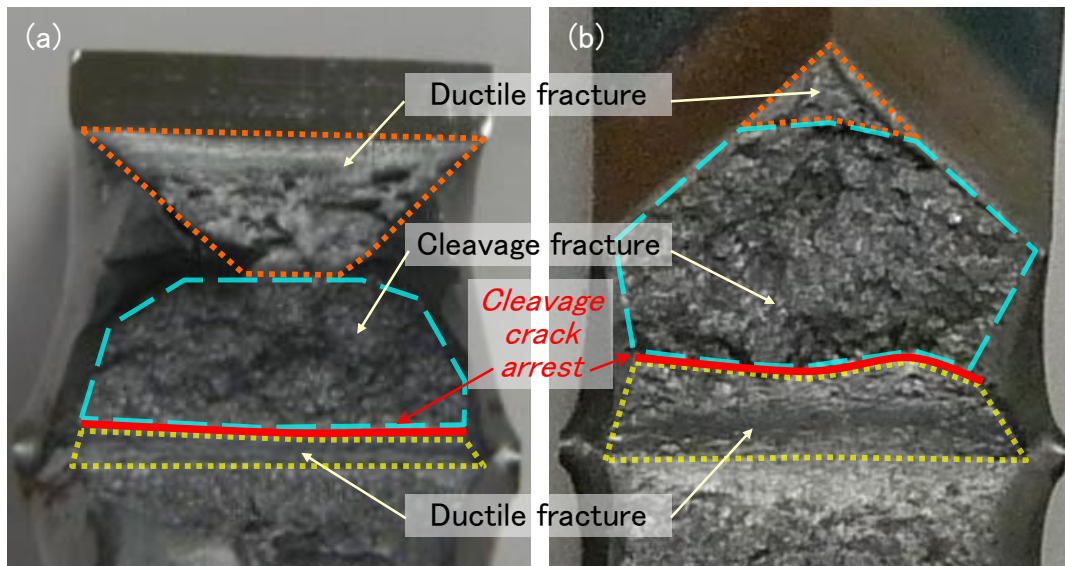


Fig. 5-6. Examples of fracture surface of (a) V-notch and (b) chevron-notch Charpy specimens obtained from 0.09%C-0.1%Si-1.6%Mn steel plates rolled at 850 °C and tested at -100 °C.

Vノッチの場合、荷重が上昇してピークを経た後急激に低下し始める点までが脆性破壊の発生に対応し、荷重急減後緩やかな低下に戻る点が脆性破壊の伝播と停止に相当するとの報告がある⁹⁾。そこで本研究では、荷重の急激な低下が緩やかになる点までのエネルギーを発生エネルギー (E_i)、それ以降を伝播エネルギー (E_p) と定義して解析を行った。一方、シェブロンノッチについては従来知見がないため、最初のピークに相当するエネルギーを E_i 、それ以降のエネルギーを E_p とした。 E_i と E_p の分離の実例を Fig. 5-7 に示す。 E_p は脆性き裂が停止した後の最終リガメントの延性破壊エネルギーに対応し¹²⁾、正確には延性き裂伝播エネルギーと呼称すべきものである。ただし、アレスト性が良好で、脆性き裂が短い距離で停止すれば、残りのリガメントの延性破壊に要するエネルギーが増加するので、今回定義した E_p は間接的にアレスト性を反映するものと考えられる。本研究では E_p に着目して議論する。

今回調査した全サンプルについてエネルギーの分離を行い、 E_p と全エネルギー (E_t) との対応をプロットした結果を Fig. 5-8 に示す。Vノッチでは E_t の大部分を E_i が占めており、 E_p の割合はわずかである。一方、シェブロンノッチでは E_t に対する E_i の割合が小さく、70%程度以上を E_p が占めている。したがって、シェブロンノッチシャルピーはVノッチシャルピーと比べて脆性破壊発生特性の影響を受けにくいといえる。

アレスト性を既存のシャルピー試験機により簡易に評価するためには、脆性き裂発生特性の除外と伝播距離の確保が重要であると考えられる。前述したように、発生特性除外の程度はVノッチよりもシェブロンノッチシャルピーの方が大きい。また、伝播距離もシェブロン部があることで 2.5 mm 長くなっている。これがシェブロンノッチシャルピーの妥当性を示す根拠として十分かどうかは議論の余地があるが、Vノッチシャルピーよりも適しているとはいえよう。

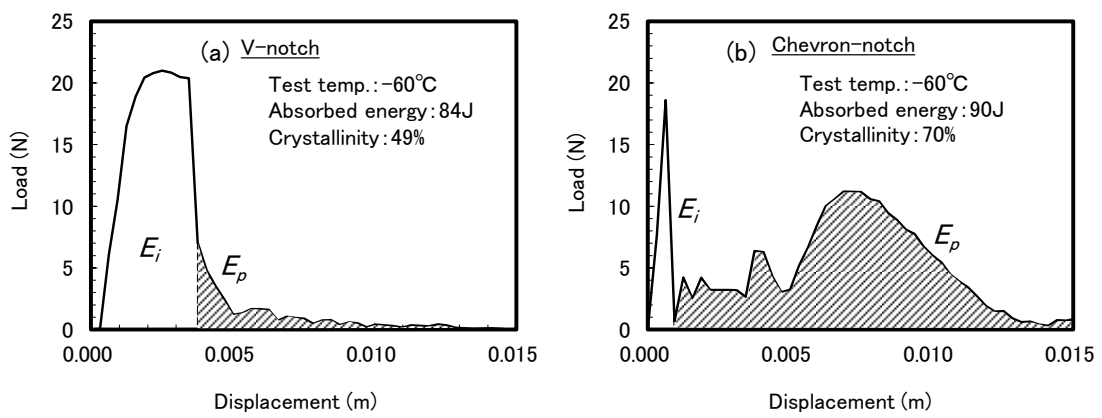


Fig. 5-7. Separating method of absorbed energy into crack initiation energy (E_i) and post propagation energy (E_p) for V-notch and chevron-notch Charpy tests, respectively (0.09%C-0.1%Si-1.6%Mn steel).

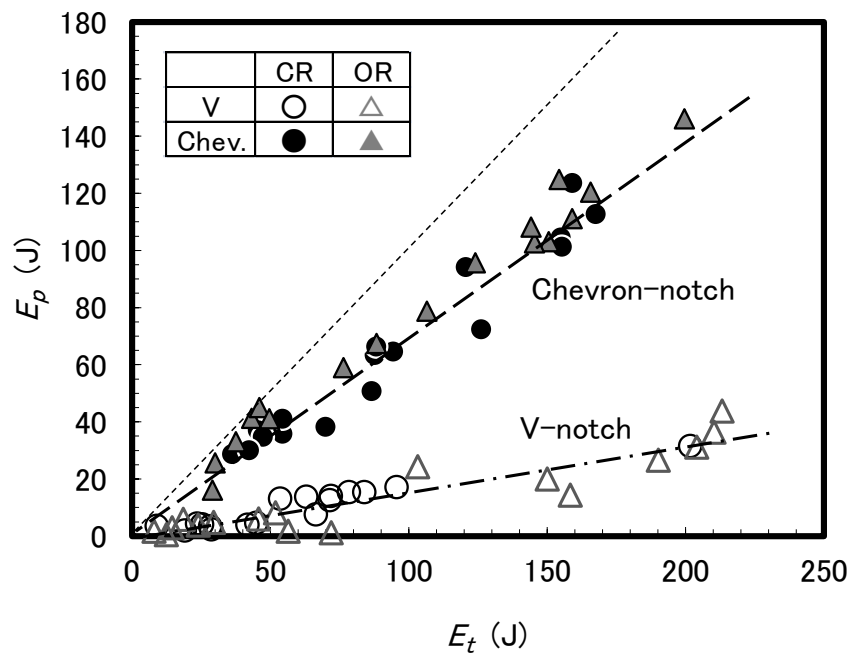


Fig. 5-8. Relationship between total absorbed energy (E_t) and post brittle fracture energy (E_p) of steels processed by controlled rolling (CR) and ordinary rolling (OR).

5.3.3 厚手材評価へのシェブロンノッチシャルピーの適用検討

実験室で製造した 60 mm 材の各板厚部位から採取したシェブロンノッチシャルピーの cT_{70J} と小型 ESSO による $T_{Kca4000}$ との関係を Fig. 5-9 に示す(後述の理由により ICR 材 S2, S3 を除いて回帰). 図中には t/4 と t/2 部の cT_{70J} を平均した値も示した. t/2 部については cT_{70J} と $T_{Kca4000}$ との間に正の相関が認められるが, 表層と t/4 部についてはあまり相関が良くない. 第 4 章でも述べたが, ICR 材についてはアレスト性が同程度の鋼と比較すると, 表層部の特性が良好である反面, t/4, t/2 部の特性が明らかに低い傾向にある. また, 鋼 Q で累積圧下率を変化させたときの表層部については正の相関が認められるが, CR 温度を変化させた場合では逆相関となっている. 高温 CR を行った Q3 の表層特性が良好である原因は, 一般に高 C_{eq} 鋼で表層 cT_{70J} が低温になる傾向があることから, 表層部に微細な下部ベイナイトが生成した可能性が考えられる. 一方, 低温 CR 材 Q1 の表層下 1 mm では, 仕上温度が部分的に Ar_3 変態点以下となって生成したと考えられる粗大なフェライトが確認されており, これが影響した可能性がある. しかしながら, 最表層部を含めた組織調査は行っておらず, 詳細は不明である. 以上から, ICR 材を含めてシェブロンノッチ特性で同列に整理することは難しく, ICR 非適用であっても表層部のシェブロンノッチ特性を用いて全厚のアレスト性を評価することも適切でないように思われる. ここであらためて Fig. 5-9 を見ると, t/4, t/2 部の cT_{70J} , あるいはこれらの平均と $T_{Kca4000}$ の相関は, ICR 材を除くことで良好となり, t/4 では R^2 が 0.39 から 0.91, t/2 では 0.72 から 0.80, これらの平均値では 0.61 から 0.86 に向上する.

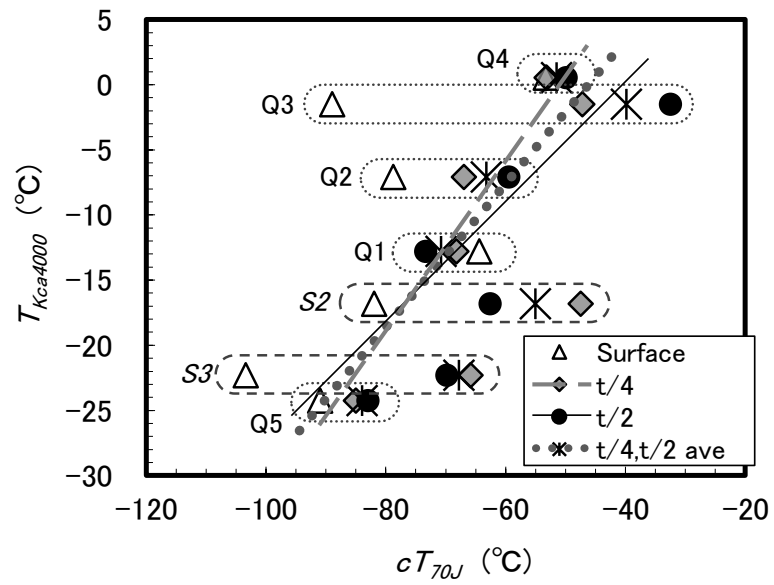


Fig. 5-9. Relationship between $T_{Kca4000}$ and cT_{70J} of each thickness position and average of t/4 and t/2 for the Steels Q1~Q5, S2 and S3 produced in the laboratory (ESSO specimen width : 300 mm). Regression lines are drawn without the Steels S2 and S3 rolled in inter-critical region.

工場で製造した板厚 60, 70 mm 材の t/4 および t/2 部から採取したシェブロンノッチシャルピーの cT_{70J} 平均値と標準 ESSO 試験により求めた $T_{Kca6000}$ との関係を Fig. 5-10 に示す。シャルピー, ESSO とともに 10 °C 程度以内の誤差は避けがたいことを考えれば, 両者の相関は良好といえる。Fig. 5-10 中に符号を示した供試鋼について, ESSO 試験片の破面写真, および t/4, t/2 部の OM ミクロ組織を Fig. 5-11, Fig. 5-12 に示す。アレスト性の良好な鋼 V3 の破面の t/2 部には顕著な凹凸が見られ, 停止き裂前縁はスプリットネイル状である。鋼 U2 では t/2 のき裂進展が若干抑制されたようにも見えるが, サムネイル形状に近い。アレスト性の低い鋼 U7 は典型的なサムネイル形状である。ミクロ組織を比較すると, 鋼 V3 が最も微細である。また, 同一成分でも CR 温度の高い鋼 U7 の方が U2 よりも粗大な組織を呈している。

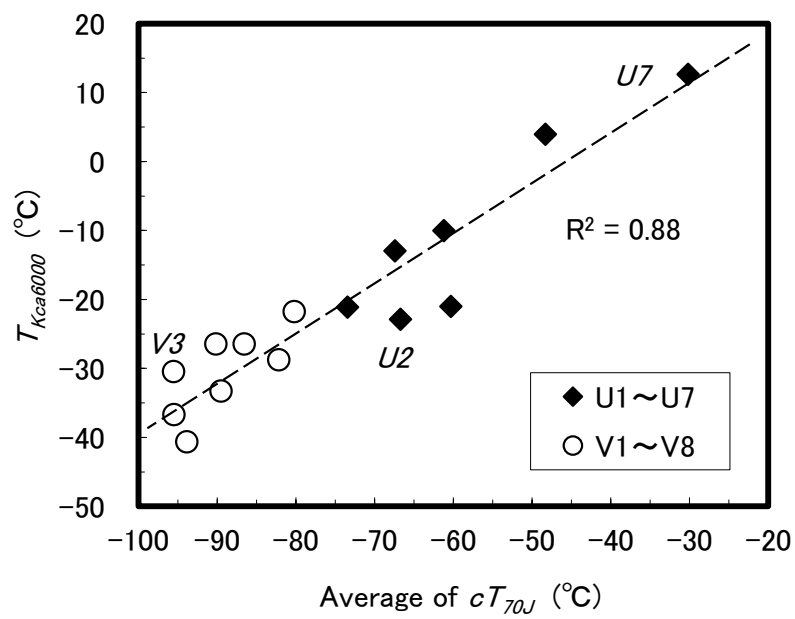


Fig. 5-10. Relationship between $T_{Kca6000}$ and average of cT_{70J} of $t/4$ and $t/2$ thickness position for the Steels U1~U7 and V1~V8 produced in the plate mill (ESSO specimen width : 500 mm).

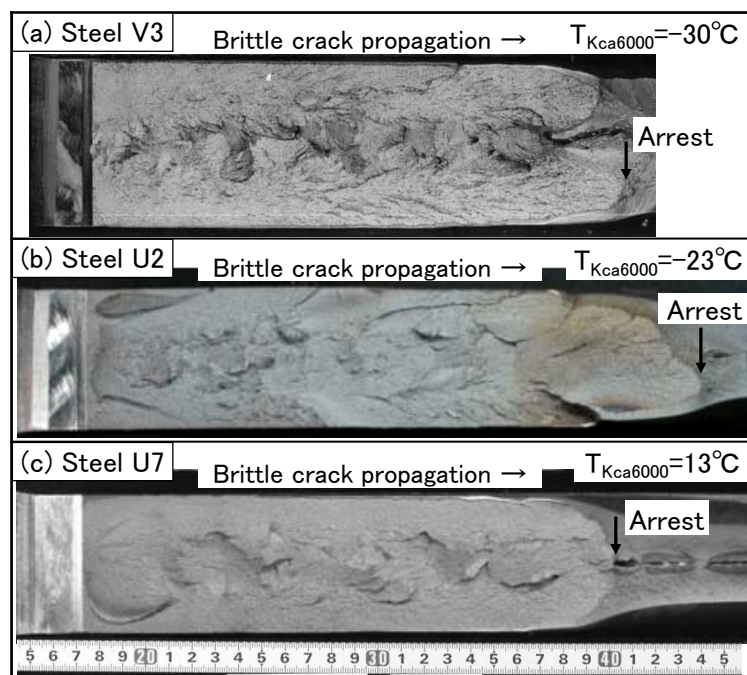


Fig. 5-11. Examples of fracture appearance of the ESSO tests for the Steels V3, U2 and U7 produced in the plate mill (ESSO specimen width: 500 mm).

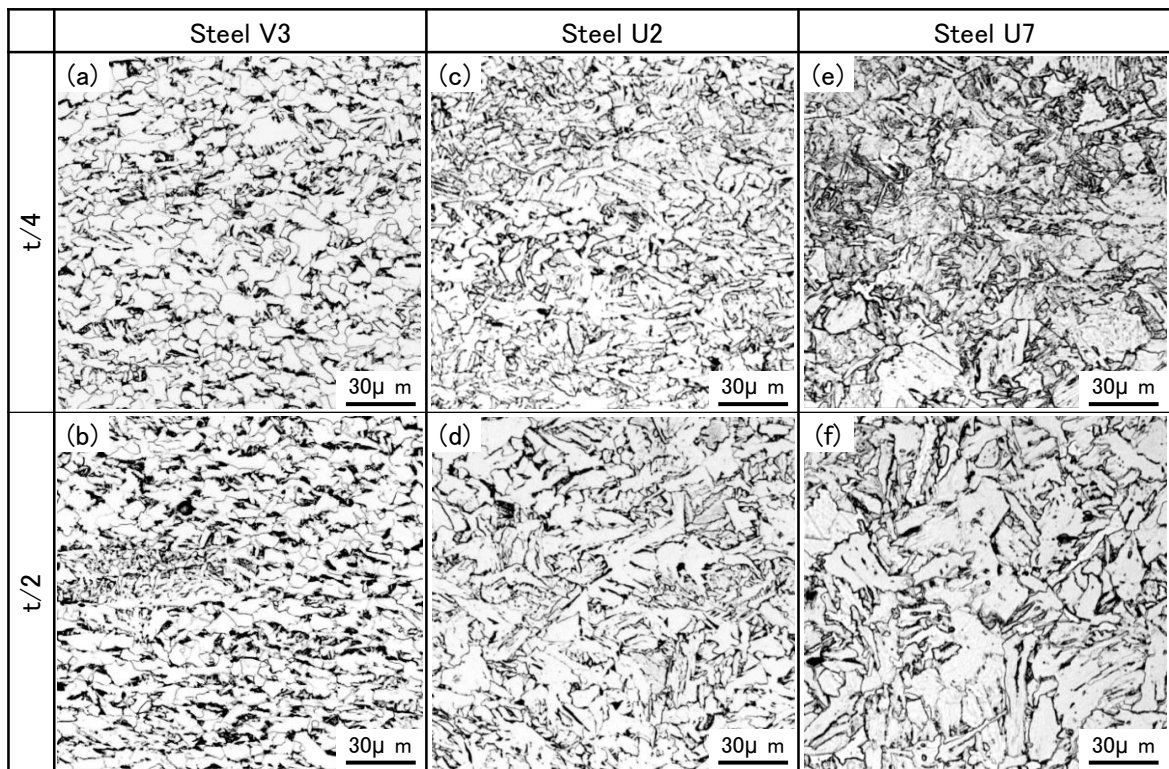


Fig. 5-12. Examples of optical microstructures for the Steels V3, U2 and U7 produced in the plate mill (RD cross section).

5.3.4 シェブロンノッチシャルピー特性の支配因子と厚手材のアレスト性簡易評価方法

板厚 25 mm 材（鋼 A, B, C）では，ESSO 試験片の破面単位（有効結晶粒径に相当）が小さいほどアレスト性が良好であることを第 2 章の 2.2 で報告した．これまでの検討においてシェブロンノッチシャルピーと ESSO 特性との相関が確認されたことから，シェブロンノッチシャルピー特性と破面単位との相関も予想される．そこで， $t/4$ 部の破面単位 (d_F) の $-1/2$ 乗と cT_{70J} の相関を Fig. 5-13 に示す．強 CR で表層部が二相域となった鋼 A5 を除くと，Ni 添加量毎にほぼ等しい勾配の直線関係で整理でき，2.2 の結果とも整合することがわかる．鋼 A5 が上記相関から逸脱している原因は，2.3 で言及した ICR 材と同様に，他の鋼と比べて板厚方向に強い集合組織分布が生じたため，破面単位の割に cT_{70J} が良好となったものと推察される．この集合組織分布の詳細な影響については不明であるものの，シェブロンノッチシャルピーは有効結晶粒径および Ni の影響を評価できる試験法であるといえる．

実験室で製造した板厚 60 mm 材については ESSO 試験片の破面単位測定は実施していないため，EBSD により測定した粒径を用いてシェブロンノッチシャルピー特性との相関を整理した．鋼板の表層， $t/4$ ， $t/2$ 部の cT_{70J} と EBSD 粒径 (d_{EBSD}) との関係を図 5-14 に示す (S2, S3 を除いて回帰)．ここでは，方位差 $\geq 15^\circ$ を粒界の条件として，最小粒径を 5 pixel（今回の測定条件では円相当径で約 $2.3 \mu\text{m}$ ）としたときの算術平均を d_{EBSD} とした．回帰したデータに着目すると，表層部の cT_{70J} の変化は d_{EBSD} では説明できない． $t/4$ ， $t/2$ 部については，概ね細粒ほど cT_{70J} が低温化する傾向が認められる． $t/4$ と $t/2$ を比較すると，結晶粒の大きい領域では差が小さいが，細粒域では $t/4$ に対して $t/2$ の cT_{70J} が低温化することがわかる．この原因は，第 4 章で議論したように，集合組織の影響と解釈される．ICR 材 S2, S3 に着目すると，明らかに集合組織が異なる表層部はもとより， $t/4$ 部や $t/2$ 部での cT_{70J} も直線より低温側に位置している．集合組織の関与は確実であろうが，この原因を解明するためにはさらなる調査が必要である．

以上から、EBSD 粒径と有効結晶粒径の対応は不明確であるものの、厚手材の内部から採取したシェブロンノッチシャルピーの cT_{70J} は粒径と集合組織の影響を反映した指標と考えられる。ただし、集合組織の影響の定量化は今後の課題である。

上記を踏まえて、全厚特性であるアレスト性を各板厚位置から採取した小型試験で評価する手段について考察する。鋼板表面付近は応力 3 軸度が低いため、脆性破壊が生じにくい。板厚の内部で脆性き裂が先に伝播し、表面付近が破断せずにリガメントとして残り、内部のき裂伝播の駆動力を低下させることで伝播を抑制する。その結果、き裂が停止したときの形状は一般的にサムネイル状になる。リガメントは最終的に延性破壊により破断して、破面上にシアリップとして残る。今回の ICR 材や、表層超細粒鋼¹³⁾では、き裂伝播初期から厚いシアリップが形成され、アレスト性が大幅に向上する場合がある。

ここで、アレスト性支配因子（ただし Ni は除く）の各板厚位置における寄与を考える。一般的に有効結晶粒径は表層部で小さく、板厚内部ほど大きくなり、板厚方向の粒径分布は連続的になると考えられる。したがって、冷却条件の影響を受けやすい表層部、板厚方向の平均温度に近い $t/4$ 部、最高温度に相当する $t/2$ 部の 3 層に分けて特性を評価するのが、汎用性と簡便性の観点から合理的と考えられる。

一方、集合組織は第 4 章の Fig. 4-7 に示したように、 $t/4$ と $t/2$ で大きく異なり、強 CR 材の $t/2$ 部ではき裂進展が抑制されるためにスプリットネイル状になるものと考えられる。表層部については、ICR 材で $t/2$ 部と同様の集合組織が発達し、これがシアリップ形成に寄与したものと推察される。表層から $t/4$ 、および $t/4$ から $t/2$ の間の集合組織はほぼ連続的に変化しており、特異な領域は見られないことから、集合組織の観点からも表層、 $t/4$ 、および $t/2$ 部の特性を評価する必要がある。

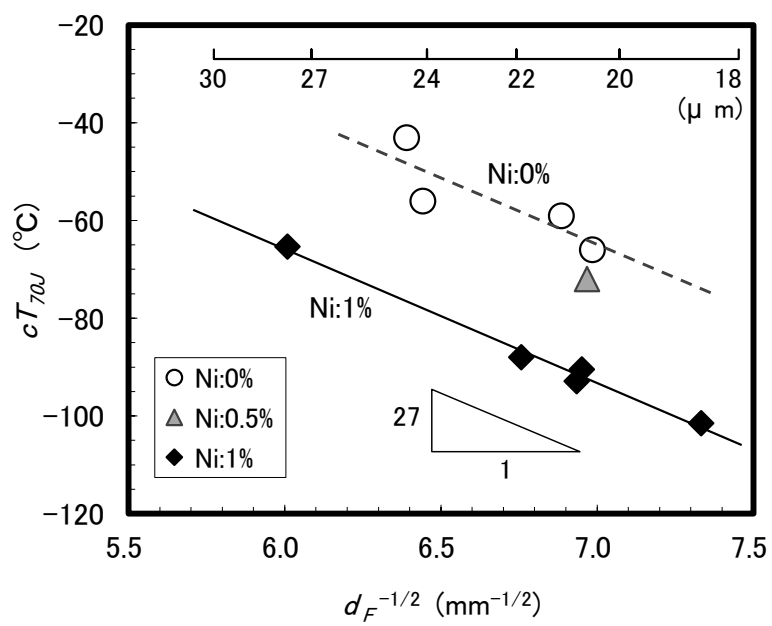


Fig. 5-13. Relationship between $d_F^{-1/2}$ and cT_{70J} for the $t/4$ portion of 25 mm thick plates (Steel A1 ~ A5, B and C1 ~ C5).

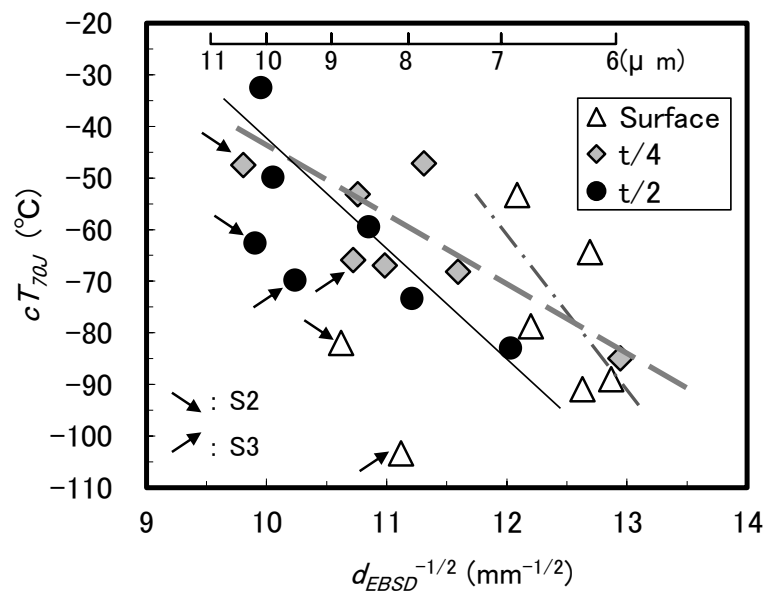


Fig. 5-14. Relationship between $d_{EBSD}^{-1/2}$ and cT_{70J} of each thickness position for 60 mm thick plates produced in the laboratory (Steel Q1 ~ Q5, S2 and S3). Regression lines are drawn without the Steels S2 and S3.

ただし、表層部については、シェブロンノッチ特性との相関が不明瞭であり、集合組織がどの程度影響しているかも不明である。ICR 材の表層シェブロンノッチ試験片の破面は未確認であるが、シアリップを再現するには伝播距離が足りない可能性もある。したがって、現時点では ICR 材を対象外として、 $t/4$ 、 $t/2$ 部のシェブロンノッチ特性の組み合わせによりアレスト性を評価するのが現実的な手段と考えられる。今後は、厚手材のアレスト性におよぼす表層部の影響を定量的に評価するとともに、各部位の特性を組み合わせる手段についても検討する必要がある。

5.4 結言

アレスト性の簡易評価法の確立を目的に、実験室で製造した板厚 25 mm、および 60 mm 材、工場で製造した 60~70 mm 材を用いて、各種シャルピー試験（V ノッチ、プレスノッチ、シェブロンノッチ）適用の可能性を検討した結果、以下の結論を得た。

- (1) プレスノッチでは脆性破壊が発生しない割合がシェブロンノッチよりも高く、プレスノッチシャルピーの遷移温度と ESSO 特性の相関も良くなかった。脆性破壊発生特性の評価に用いられる V ノッチシャルピーでも、遷移温度と ESSO 特性の相関が確認されたが、シェブロンノッチシャルピーの遷移温度と ESSO 特性との相関の方が良好であった。
- (2) 計装化シャルピー試験機を用いた V ノッチ、シェブロンノッチシャルピーの吸収エネルギーの解析結果から、シェブロンノッチでは脆性き裂の発生エネルギーの割合が低く、アレスト性を効果的に抽出できるものと推定された。
- (3) シェブロンノッチシャルピー特性は Ni 量、有効結晶粒径、集合組織の影響を反映するもの推定された。アレスト性におよぼす表層部の寄与は不明確であるが、板厚内部のシェブロンノッチ特性を組み合わせることによって、板厚 60~70 mm 材（表層部特性が大きく影響する二相域圧延材は除く）のアレスト性を簡易的に評価できる可能性がある。

第 5 章の参考文献

- 1) ぜい性亀裂アレストじん性試験方法, WES 2815, 日本溶接協会, (2014).
- 2) ASTM E1221-96: Reapproved 2002, Standard test method for determining plane-strain crack arrest fracture toughness, K_{Ia} , of ferritic steels.
- 3) ASTM E208-95a : Reapproved 2000, Standard test method for conducting drop-weight test to determine nil-ductility transition temperature of ferritic steels.
- 4) ASTM E436-03 : Reapproved 2008, Standard test method for drop-weight tear tests of ferritic steels.
- 5) S. Hasebe and Y. Kawaguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 875.
- 6) T. Kobayashi, K. Takai and H. Maniwa: *J. Jpn. Inst. Met. Mater.*, **30** (1966), 700.
- 7) F. Koshiga: *Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **104** (1959), 267.
- 8) S. Matsuda and S. Sekiguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), 313.
- 9) H. Shirahata, T. Okawa, K. Nakashima, K. Yanagita, T. Inoue, A. Inami, K. Ishida, M. Minagawa and Y. Funatsu: *Shinnittetsu Sumikin Giho*, No. 400, (2014), 26.
- 10) T. Okawa, H. Shirahata, K. Nakashima, K. Yanagita and T. Inoue: *Int. J. Offshore Polar Eng., ISOPE*, **27** (2017), 210.
- 11) 井上健裕, 萱森陽一, 白幡浩幸: 厚鋼板の脆性破壊伝播停止特性評価用の変形シヤルピー衝撃試験片および厚鋼板の脆性破壊伝播停止特性の品質管理方法, 特許第 4823986 号 (2011).
- 12) C. S. Wiesner: *Int. J. Pres. Ves. & Piping*, **69** (1996), 185.
- 13) T. Ishikawa, Y. Nomiya, Y. Hagiwara and S. Aihara: *Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **177** (1995), 259.

第 6 章 アレスト性に優れた厚手高張力鋼の開発

6.1 緒言

前章までの結果を踏まえ、著者らは従来の $YP\ 390\ \text{N/mm}^2$ 級鋼（以下では造船分野における慣習にならい $YP390$ 鋼等と表記）よりも高張力であり、かつアレスト靱性に優れた $YP460$ 鋼を開発し、実船に適用した¹⁻³⁾。本章ではその開発指針を述べ、開発鋼の特性を紹介する。

6.2 開発コンセプト

鋼材開発においては、高強度化をはかるとともに、脆性破壊に対する安全性の確保が非常に重要である。コンテナ船の大規模破壊を防ぐためには、脆性き裂の発生防止と、万一き裂が発生した場合の伝播防止という二段階の考え方があり、これら両方の特性確保、すなわち“二重の安全性”を担保することにより対象船の安全性をより高める設計思想を採用している。

脆性き裂の発生特性を向上させるための手段は、概ね次の 3 点に集約される。

- ①有効結晶粒径 (d_{eff}) の微細化
- ②マトリクスの高靱化 (Ni 添加, 固溶 N 低減等)
- ③破壊の起点となる脆化相 (非金属介在物, 析出物, M-A 混合物 (Martensite Austenite constituent) 等) の低減

脆性き裂が母材から発生することはほとんどなく、通常は組織が粗大であり、応力集中部を有する溶接部から発生する。近年では、溶接施工能率向上のためにエレクトロガスアーク溶接等の大入熱溶接が適用されることが多く、溶接熱影響部 (HAZ: Heat Affected Zone) の組織は粗大化しやすい。また、高強度化のために合金添加量を増やすと M-A の生成量も増加し、脆性き裂発生特性の確保は一層困難となる。こうした課題を解決するため、鋼材の化学成分適正化や介在物を活用した HAZ 組織微細化技術が種々検討され、実適用がなされてきた^{2,4,5)}。

脆性き裂の伝播停止特性、すなわちアレスト性向上のための考え方も、基本的には上記の通りであることを第 2 章で示した。ただし、合金コストの観点から Ni が積極的に使用されることは少なく、脆化相の低減による対策にもおのずから限界がある。上記因子のほか、アレスト性には集合組織も影響することを示したが、過度に集合組織を発達させると生産性や材質異方性に問題が生じる可能性がある。そのため、本鋼の開発に当たっては①の d_{eff} 微細化を中心に検討することとした。

母材組織微細化の手段としては TMCP (Thermo-Mechanical Control Process) がよく知られている。そこで、 d_{eff} を最も効果的に細粒化するための条件を見出すため、一般的なスラブ加熱、CR (Controlled Rolling) 、ACC (Accelerated Cooling) 条件はもとより、CR 中の各パス温度や圧下率まで含めて検討を行った。主な特徴は以下の通りである。

- 1) 加熱温度の狭レンジ制御による初期 γ 細粒化と合金元素溶体化の両立
- 2) CR のパススケジュール (温度, 圧下率) の最適化による γ 中への効率的なひずみ蓄積
- 3) CR 後の強冷却による変態温度低温化, d_{eff} 細粒化

Fig. 6-1 に従来鋼 (通常の TMCP を適用した YP390 鋼) と開発鋼 (上記の条件で製造した YP460 鋼) の母材マイクロ組織写真を示す。開発鋼の方が明らかに細粒となっていることがわかる。その結果、アレスト性が著しく向上する。

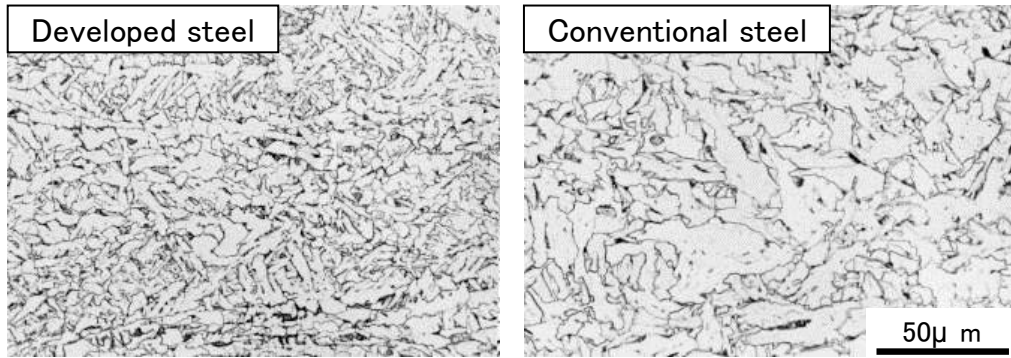


Fig. 6-1. Microstructures of developed steel and conventional steel ³⁾.

6.3 開発鋼の特性

6.3.1 母材特性

上記の指針に基づき、板厚 80 mm と 90 mm の鋼板を製造した。開発鋼の化学成分、製造方法、および母材特性を Table 6-1, Fig. 6-2, Table 6-2 に示す。化学成分を決定する際には、第 2 章で示した Ni によるアレスト性向上効果に加えて、強度や靱性におよぼす各種合金元素の影響を考慮した。母材の機械的性質は目標とする強度、伸び、シャルピー特性を満足している。また、Fig. 6-3 に示すように、標準 ESSO 試験により評価したアレスト靱性も良好であることがわかる。Fig. 6-4 に $t/4$ (t : 板厚) および $t/2$ 部のマイクロ組織を示す。どちらも微細な α とベイナイトからなる組織であり、これが開発鋼の靱性、アレスト性が良好であった原因と考えられる。

実構造でのアレスト性評価のため、8000 トン引張試験機を用いた大型破壊試験も行った。ただし、本章で示した極厚鋼を用いた試験は実施していないため、板厚 50 mm の鋼板を用いた例を Fig. 6-5 に示す。これはアップアーデッキ (YP390) の大入熱溶接部で発生した脆性き裂をハッチサイドコーミング (YP460) で停止させるケースを想定している。試験温度は船体設計温度である -10°C とし、負荷応力はき裂の停止位置が両部材の交点であることから、YP390 相当の設計応力である 257 N/mm^2 とした。 -10°C で試験板 (YP460) に突入したき裂は 30 mm 程度で停止し、構造体としても良好なアレスト特性を有することを確認した⁶⁾。

Table 6-1. Typical chemical compositions of steels developed (mass%) ³⁾.

Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	others	<i>Ceq</i> *
80	0.09	0.10	1.61	0.008	0.002	Mo,Nb,V,Ti,B	0.38
90	0.09	0.18	1.62	0.009	0.003	Cu,Ni,Mo,Nb,V,Ti,B	0.44

* $Ceq = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$

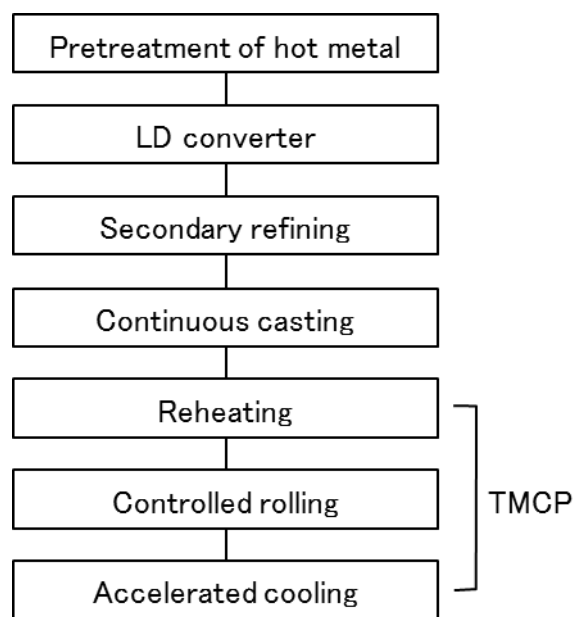


Fig. 6-2. Manufacturing process of steels developed.

Table 6-2. Mechanical properties of steels developed³⁾.

Thickness (mm)	Tensile test (t/4)			Charpy impact test (t/4)	ESSO test
	<i>YP</i> (N/mm ²)	<i>TS</i> (N/mm ²)	<i>El</i> (%)	<i>vE</i> _{-40°C} [ave./min.] (J)	<i>Kca</i> _{-10°C} (N/mm ^{1.5})
80	499	592	27	293 / 289	8292
90	500	587	28	282 / 272	10226
Specification	≥ 460	570-720	≥ 17	≥ 53 / 37	≥ 6000

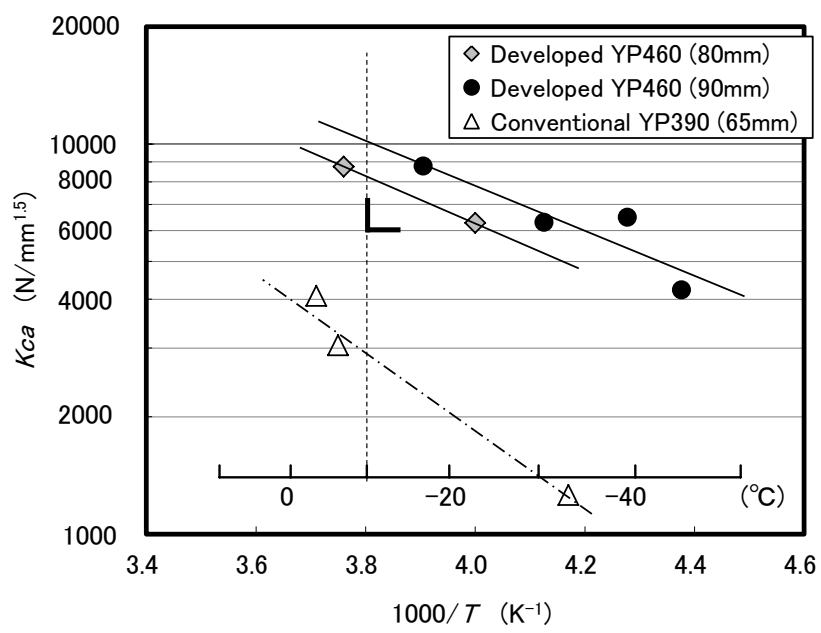
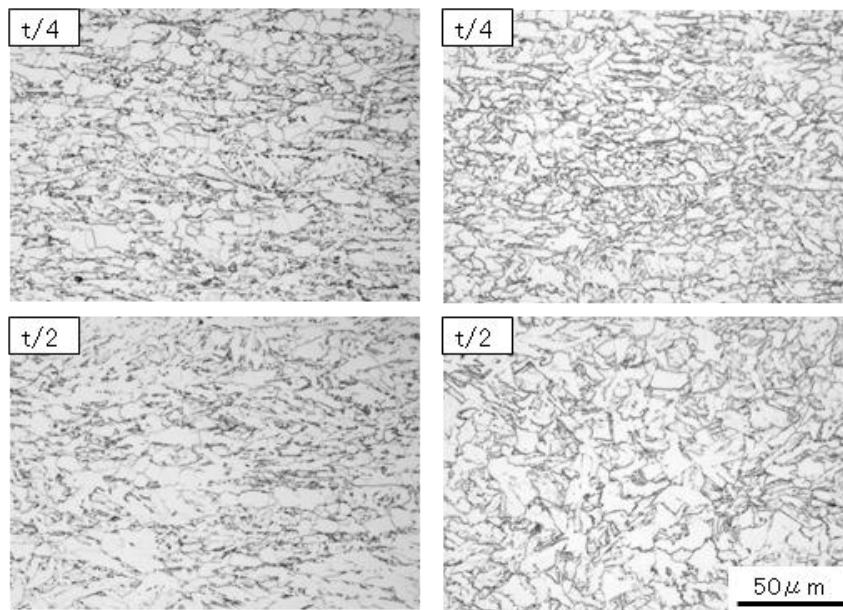


Fig. 6-3. Results of temperature gradient type ESSO test ³⁾.



(a) 80mm

(b) 90mm

Fig. 6-4. Microstructures of steels developed³⁾.

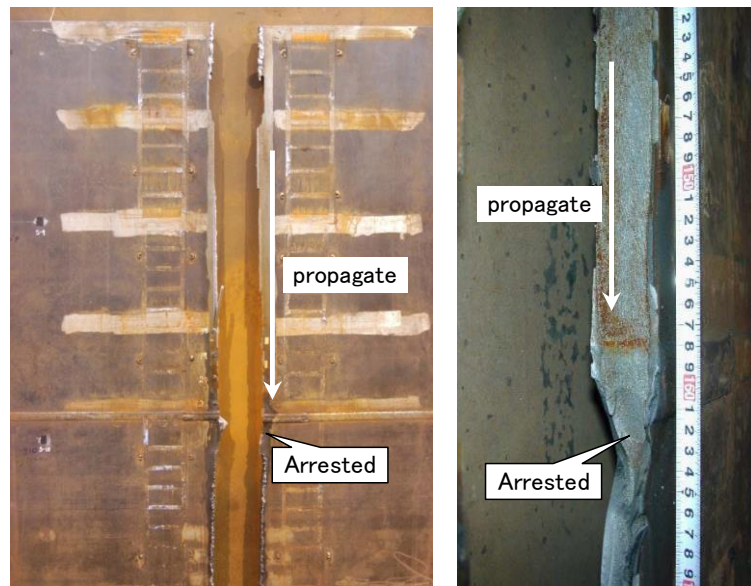
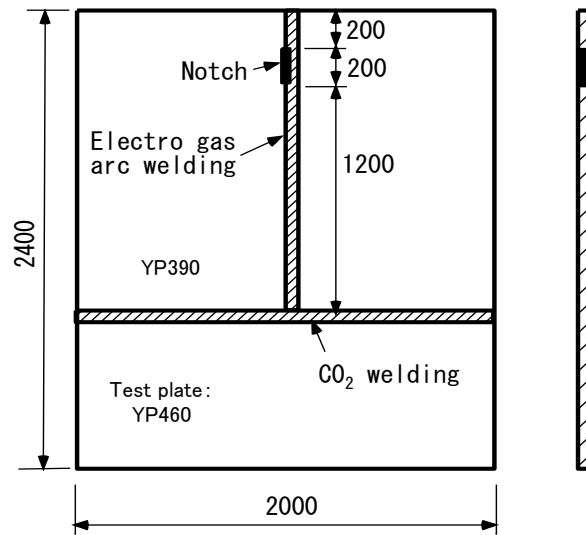


Fig. 6-5. Example of large scale fracture test³⁾.

6.3.2 溶接継手特性

開発鋼の継手特性を評価するため、ガスマタルアーク溶接により多層溶接継手を作製した。Table 6-3 に溶接条件，継手特性評価結果を示す。また，Fig. 6-6, Fig. 6-7 に板厚 90 mm 材の継手マクロ，継手シャルピー試験結果を示す。引張強度，シャルピー吸収エネルギーはともに目標値を満足している。また，板厚 80 mm の鋼板ではディープノッチ試験（試験片幅：480 mm，中央の溶融線部に 0.1 mm 幅，240 mm 長の機械切欠導入）も行った。その結果， $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ における破壊靱性値 (Kc) は $5000\text{ N/mm}^{1.5}$ 以上であり，良好な脆性き裂発生特性を有している。

Table 6-3. Welding conditions and mechanical properties of welded joints ³⁾.

Thickness (mm)	Welding consumable	Welding conditions
80	SF-47E * (1.2mm ϕ) SB41 * (Backing material)	Groove angle: 40° Gap: 5 mm 300 A, 31V, 290mm/min 1.9kJ/mm, 100% CO ₂
90		

* Nippon Steel & Sumikin Welding Co., Ltd.

Thickness (mm)	Tensile test		Charpy impact test (t/4)			Deep notch
	TS (N/mm ²)	Fracture position	$vE_{-20^{\circ}C}$ [ave.] (J)			$Kc_{-20^{\circ}C}$ (N/mm ^{1.5})
			WM	FL	FL+1mm	
80	633	Base plate	104	139	157	5234
90	676	Base plate	105	108	165	—
Specification	≥ 570	—	≥ 53			≥ 3580

WM: Weld metal FL: Fusion line

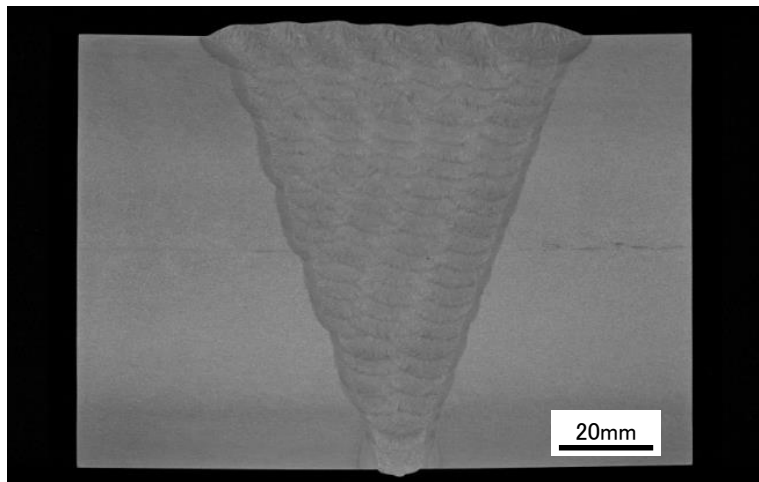


Fig. 6-6. Macrostructure of welded joint (90 mm thickness)³⁾.

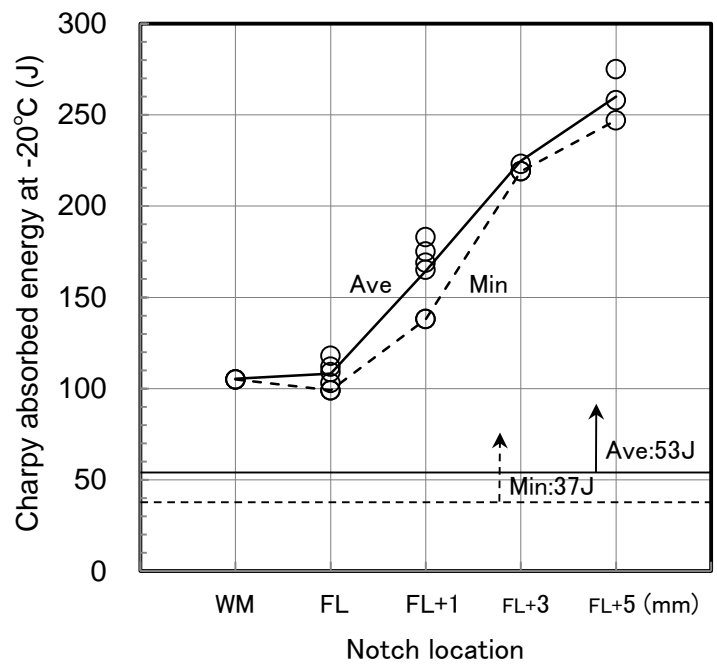


Fig. 6-7. Charpy impact test results of welded joint (90 mm thickness).

6.4 結言

本研究により確立した高張力鋼のアレスト性向上指針を踏まえ、特に有効結晶粒径微細化の観点から化学成分と TMCP 条件を適正化することによって、*YP 460* N/mm² 級鋼を開発した。開発鋼は十分な母材強度を有するとともに、優れた靱性、アレスト性を示し、実構造を模擬した大型破壊試験においても十分な性能を示すことが確認された。また、溶接継手部の強度、靱性も良好であり、使用性能上の問題がないことを確認した。

本開発鋼は 8,000 TEU (Twenty-foot Equivalent Unit; 20 フィートコンテナ換算個数) コンテナ船に初めて適用され、これまでに 50,000 トン以上の出荷実績を有しており、今後の需要拡大にも対応できる体制を整えつつある。

第 6 章の参考文献

- 1) Y. Funatsu, J. Otani, K. Hirota, T. Matsumoto and H. Yajima: Proc. of the 20th Int. Offshore and Polar Engineering (ISOPE) Conf., (2010), 102.
- 2) H. Shirahata, M. Minagawa, T. Inoue, J. Otani and Y. Funatsu: *Materia Jpn.*, **51** (2012), 76.
- 3) H. Shirahata, T. Okawa, K. Nakashima, K. Yanagita, T. Inoue, A. Inami, K. Ishida, M. Minagawa and Y. Funatsu: *Shinnittetsu Sumikin Giho*, No. 400, (2014), 26.
- 4) A. Kojima, A. Kiyose, R. Uemori, M. Minagawa, M. Hoshino, T. Nakashima, K. Ishida and H. Yasui: *Shinnittetsu Giho*, No. 380, (2004), 2.
- 5) 植森龍治: 第 182・183 回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (2004), 89.
- 6) T. Inoue, T. Ishikawa, S. Imai, T. Koseki, K. Hirota, M. Tada, H. Kitada, Y. Yamaguchi and H. Yajima: Proc. 16th Int. Offshore and Polar Engineering (ISOPE) Conf., (2006), 132.

第7章 総括

7.1 本研究で得られた結論

大型コンテナ船に適用される鋼板の厚手高張力化，アレスト性向上へのニーズに対応して， $YP\ 460\ N/mm^2$ 級鋼（以下 YP460 鋼と表記）の開発と実用化を進めてきた．アレスト性向上手段としては，フェライト(α)＋パーライト組織の場合， α 細粒化と Ni 添加が有効であることが従来から知られていたが， α ＋ベイナイト組織が主体となる高張力鋼を対象として検討された例は見当たらなかった．そこで，厚手高張力アレスト鋼の開発指針を確立し，開発鋼の安定製造体制を構築することを目的として，アレスト性支配因子を明確化，アレスト性簡易評価法を確立するための研究を行った．強度レベルとしては，YP390 および YP460 級を対象としており，ラボ溶解インゴット，または実機スラブを用いて，ラボ圧延により板厚 25，60 mm 材を製造した．それらの鋼板を用いて小型 ESSO 試験により評価したアレスト性と成分系，製造条件，ミクロ組織との関係を詳細に調査した．各章で得られた結論を以下に示す．

第1章では，まず本研究の対象とする厚鋼板の概要，用途，製造プロセス，造船用鋼の種類について述べた．さらに造船分野におけるアレスト性要求の背景，要求値，評価方法，アレスト性制御に関する従来研究と課題について整理した．そのうえで本研究の目的，本論文の構成について記述した．

第2章では，アレスト性支配因子の明確化を目的に，種々の組成を有するラボ溶解インゴット，または実機スラブを用いて，ラボ圧延により板厚 25 mm の厚鋼板を製造した．小型 ESSO 試験により評価したアレスト性と各因子の関係を詳細に調査した．その結果，有効結晶粒径と Ni の影響を定量的に把握し，アレスト性への影響メカニズムが異なることを示した．また，二相域圧延材，C/Mn 変量材を用いた検討により，集合組織や脆化相（セメンタイト）もアレスト性に影響することを見出した．

第3章では、高張力鋼の有効結晶粒径がどのような組織単位に相当するかを明らかにするために、ESSO試験片の破面と断面組織との対応を詳細に調査した。その結果から、脆性き裂伝播抵抗を表す新たな指標として“き裂伝播偏向角”を提案し、これが25°以上の境界が伝播抵抗（破面単位境界）となっていることを見出した。また、母材のEBSDデータを用いて有効結晶粒径を推定する方法を示した。

第4章では、実機スラブを用いたラボ圧延により板厚60 mmの厚鋼板を製造し、アレスト性におよぼす組織因子の影響を整理した。特に厚手材で必然的に生じる板厚方向のマイクロ組織、集合組織分布に着目した検討を行い、CR条件によるアレスト性の変化は板厚内部の平均粒径に概ね帰着できること、二相域圧延材では粒径よりも表層部の集合組織、あるいは板厚方向の顕著な集合組織分布の寄与が大きいことを示した。さらに、Niや脆化相の影響も含めて重回帰分析を行い、厚手材のアレスト性予測式を導出した。

第5章では、第2章と第4章の結果を踏まえて、シャルピーサイズの試験によりアレスト性を評価するための方法について検討し、シェブロンノッチシャルピー試験とESSO試験との相関が良好であることを示した。また、計装化シャルピー試験により、シェブロンノッチシャルピーでは脆性き裂の発生エネルギーが一定割合以下に抑えられ、アレスト性の評価に適することを実証した。表層部の寄与は明らかにできなかったが、板厚内部のシェブロンノッチ特性により、厚手材のアレスト性を簡易的に評価できることを確認した。

第6章では、第2章から第4章までの検討で得られた知見に基づいて開発した、YP460アレスト鋼の母材および溶接継手の特性について述べた。

7.2 本研究の総括と残された課題

本研究では、厚手高張力アレスト鋼の開発・製造指針確立を目指し、主に $\alpha + \beta$ イナイト組織鋼を対象として、アレスト性支配因子の解明に取り組んできた。特に、鉄鋼材料の強度・靱性を考える際の最も基本的な因子である有効結晶粒径を中心に、アレスト性におよぼす影響を整理することによって、Ni、脆化相や集合組織等の影響を把握・抽出できた。その結果、各因子の影響メカニズムに関する理解が進み、厚手材のアレスト性予測モデルの構築に向けた基盤が整いつつある。

また、ESSO 試験に替わる簡易的なアレスト性評価方法として、シェブロンノッチシャルピー試験の可能性を見出した。加工コストの観点から実機鋼板の出荷試験としての適用は困難であるが、試験の妥当性はほぼ示すことができたので、アレスト鋼の開発・特性改善を行う際には有用な手段であると考えられる。そのためには、表層部の組織、集合組織がシェブロンノッチ特性にどう影響し、全厚のアレスト性にどう反映されるのかを明らかにしておく必要がある。

現時点におけるメガコンテナ船用厚鋼板は、YP460、板厚 100 mm まで開発されている。今後さらに板厚増加の方向に進むかどうかは、コンテナ船の大型化ニーズ、鋼材供給側の事情を考慮すると不透明な状況である。一方、板厚 80 mm 超の極厚鋼板ではアレスト性の規格改正 (-10°C における K_{ca} が 6000 から 8000 $\text{N}/\text{mm}^{1.5}$ に厳格化) が議論されている。 K_{ca} が 8000 $\text{N}/\text{mm}^{1.5}$ 以上の極厚鋼を工業的に安定製造するには相当な困難が予想され、むしろ高強度・薄手化の方向に進む可能性もある。いずれの状況になったとしても、金属物理学の原理・原則に則り行われた本研究の知見は、今後も十分に活用可能である。ただし、アレスト性影響因子のメカニズム (例えば、板厚方向の集合組織分布の影響、有効表面エネルギーとティアリッジの関係、ティアリッジ形成挙動に及ぼす Ni や脆化相の影響等) についても不明な点が多々残っている。今後、実験、理論・モデルの両面から上記課題に取り組むことによって、厚手高張力鋼のアレスト性制御指針の確立を図り、メガコンテナ船等の大型構造物の安全性向上に貢献していきたい。

謝辞

本学位論文をまとめるにあたり，主任指導教員として終始熱心にご指導いただきました金沢大学大学院自然科学研究科 潮田浩作客員教授(新日鐵住金株式会社元顧問)に心より感謝いたします。

また本論文の作成にあたり，有益なご指導とご助言を賜りました金沢大学大学院自然科学研究科 門前亮一教授，石川和宏教授，渡邊千尋教授，下川智嗣教授，三木理教授に深く感謝いたします。

新日鐵住金株式会社技術開発本部大分技術研究部長 大丸成一氏には，学位取得に際して格別なご配慮とご支援をいただき，厚く御礼申し上げます。

東京大学大学院工学系研究科 粟飯原周二教授，上智大学理工学部機能創造理工学科 萩原行人元教授には，特に破壊力学的な観点から有益なご指導を賜りました。ここに深く謝意を表するとともに，心より御礼申し上げます。

本研究の大部分は，著者が新日本製鐵株式会社技術開発本部鉄鋼研究所鋼材第二研究部に在籍していた当時，大分技術研究部と共同で行われたものであり，上司として温かくご指導いただきました田中洋一氏，植森龍治氏，吉江淳彦氏に深く感謝いたします。また，本研究の共同推進者でもあり，日頃の議論を通じて有益な助言と示唆をいただきました大川鉄平氏，中島清孝氏，藤岡政昭氏，井上健裕氏に深く感謝いたします。

そして本研究の実験の遂行について多大なご支援をいただきました鳥海吏志氏，井原慶三氏をはじめとする日鉄住金テクノロジー株式会社富津事業所および大分事業所の関係各位に深く感謝いたします。

最後に，著者を常に支えてくれた妻，子供たちに感謝いたします。