

脆性き裂伝播停止性能の優れた表層超細粒鋼板

石川 忠*・間瀬 秀里*²・長谷川 俊永*³・
野見山 裕治*⁴・吉江 淳彦*⁵

High Crack Arrestability-endowed Steel Plate with Surface-layer of Ultra Fine Grain Microstructure

Tadashi ISHIKAWA, Hidesato MABUCHI, Toshiei HASEGAWA, Yuji NOMIYAMA and Atsuhiko YOSHIE

Synopsis : The present study is related to a steel plate with remarkably improved fracture propagation arrest capability (crack arrestability) to minimize damage to a steel structures by preventing the propagation of cracks which may initiate due to unexpected accidents or the like. The steel plate is a hybrid-type steel plate (with multi-layer structure in its thickness direction) whose surface layer has remarkably high resistance to brittle fracture. The surface layer consists of ultra fine grains of 1 to 3 μm . The level of grain size has realized on an industrial basis for the first time in the world, and crystal orientation which is resistant to brittle fracture. Even if a brittle crack propagates in the plate, the surface layers may not fracture or fracture in a ductile manner absorbing crack propagation energy (forming so-called "shear-lip") so that the brittle crack arrestability is remarkably improved.

As a new technology for producing this steel plate economically on an industrial basis, a "metallurgical phenomenon in which the microstructure of steel is refined to ultra fine grains by rolling during temperature rise" was found: When an accelerated cooling is applied interrupting rolling the plate, the surface layer of the plate is once cooled, but subsequently re-heated by internal heat in the mid-thickness of the plate. If rolling is carried out during the re-heated process, the metallurgical phenomenon described above can be realized in the commercial manufacturing process.

Key words: steel plate; fracture; grain refining; low temperature service; structural steel; toughness; surface layer.

1. 緒言

大型鋼構造物は、予期せぬ高い応力が負荷されたり、使用温度が過度に低温になったりすると、脆性破壊によって大きな被害をもたらされることがある。そのため、鋼構造物の脆性破壊を防止するためにさまざまな技術が提案されている。本報では、予期せぬ脆性破壊が発生した場合でも、鋼構造物にもたらされる被害を最小限度にとどめるための特性である脆性き裂の伝播停止性能（アレスト性能と呼ぶ）を飛躍的に向上させた厚鋼板の特性について報告する。

アレスト性能を向上するためには、Ni元素の添加が有効であることは従来から知られているが、コスト上昇が大きいいため、アレスト性能を活用した安全性設計は、安全性が特に要求される特殊な用途にしか普及してこなかったのが実状である。また、アレスト性能の支配因子として、脆性き裂の伝播時に厚鋼板の表層部に形成されるシアリップと呼ばれる延性的な塑性変形が、脆性き裂の伝播停止現象と密接に関係すること¹⁾が指摘されていたが、シアリップ

を効果的に形成し得なかったために、工業的に活用するまでには至らなかった。

そこで、脆性き裂の伝播停止機構においてシアリップ形成が重要な役割を果たしていることに着目し、板厚方向における結晶粒径の分布を積極的に変化させ、表層部の組織をより細粒化させることによって、アレスト性能を効果的に向上させる新たな鋼材設計を試みた。この鋼材設計は、板厚方向にできるだけ均質な組織を形成させようとするこれまでの鋼材の設計思想とは異なり、厚鋼板の組織を複層構造化させるという「新しい技術思想」を具現化するものである。

鋼材の高強度化・高靱性化には結晶粒の微細化が有効であり、加工熱処理法をはじめとして多くの達成手段が実用化されている。また、結晶粒の超微細化に対する実験室的検討も行われている²⁾が、実用鋼材で μm オーダーの結晶粒径を工業的に達成することは不可能であった。一方、厚鋼板の圧延中に加速冷却を行うことにより、種々の冶金的メリットを享受するAdvanced TMCP技術が検討されてい

平成11年1月18日受付 平成11年3月25日受理 (Received on Jan. 18, 1999; Accepted on Mar. 25, 1999)

- * 新日本製鐵(株) 大分技術研究部 (現: 新日本製鐵(株) 大分製鐵所) (Oita R&D Lab., Nippon Steel Corp., now Oita Works, Nippon Steel Corp., 1 Oaza-Nishinosu Oita 870-8566)
- * 2 新日本製鐵(株) 大分技術研究部 (現: (財) 金属系材料研究開発センター) (Oita R&D Lab., Nippon Steel Corp., now The Japan Research and Development Center for Metals)
- * 3 新日本製鐵(株) 鉄鋼研究所 (Steel Research Labs, Nippon Steel Corp.)
- * 4 新日本製鐵(株) 大分製鐵所 (現: 新日本製鐵(株) 厚板営業部) (Oita Works, Nippon Steel Corp., now Plate Sales Div., Nippon Steel Corp.)
- * 5 新日本製鐵(株) 鉄鋼研究所 (現: 新日本製鐵(株) 技術開発企画部) (Steel Research Labs, Nippon Steel Corp., now Technical Development Planning Div., Nippon Steel Corp.)

る³⁾。

著者らは、フェライト組織を昇温過程で加工することにより超細粒化させうる冶金現象⁴⁾を見出し、圧延途中での加速冷却プロセスを応用することによって、これまで工業的には困難であった、平均粒径が2 μm 以下の超細粒組織の形成を厚鋼板表層部において達成させた。

従来のTMCP法は全て降温過程における制御圧延と圧延完了後の加速冷却を組み合わせたものであった。上記の超細粒鋼を製造するAdvanced TMCP法は、圧延途中の加速冷却と再昇温過程での制御圧延を組み合わせたものである⁸⁾。すなわち、熱間圧延途中の水冷によって厚鋼板の表層部を冷却後、厚鋼板内部の顕熱を利用して厚鋼板の表層部を復熱させる昇温過程でフェライトを加工することを基本としている。

この新厚鋼板製造プロセスにより厚鋼板組織の複層構造化を工業的に実現し、超細粒フェライト組織を厚鋼板表層部に有する複層構造型鋼板（表層超細粒鋼：以下SUF鋼と称する：Surface-layer with Ultra Fine grains）の製造技術を確立した^{4,9)}。

本報では、表層部超細粒組織の形成機構、冶金的特徴について検討するとともに、結晶粒径を板厚方向に複層構造化させる新しい技術思想に基づく鋼材設計⁹⁾による高アレスト性能厚鋼板の諸特性について報告する。

2. 実験方法

2.1 供試鋼および母材特性に関する評価方法

Table 1に示す化学成分を有する板厚25 mmのSUF鋼を供試した。組織観察は、2%ナイトール腐食液により組織を現出させ、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡（以下SEMと略す）を用いて実施した。結晶粒径の評価には、円相当径を用い、円相当径の統計的分布、および板厚方向の平均円相当径の分布を評価した。

SUF鋼における表層部と板厚内部の機械的性質を評価するため、SUF部および板厚中央部より試験片厚み3.5 mmの引張試験片、試験片厚み3 mmのサブサイズVノッチ付きシャルピー試験片を切り出し、供試した。

2.2 アレスト性能評価試験方法

2.2.1 温度勾配型ESSO試験方法

アレスト性能の指標である K_{IC} 値（脆性き裂伝播停止を示す破壊靱性値、脆性き裂が伝播を停止する限界応力拡大係数で標記した値）を評価するため温度勾配型ESSO試験を用いた。幅500 mmの試験片に温度勾配を付与し、所定

の応力を負荷させる。試験片端部に加工した切欠部に楔を介して衝撃荷重を与え強制的に脆性き裂を伝播させる。脆性き裂が伝播・停止した位置のき裂長さ a と負荷応力からき裂停止時の応力拡大係数 K_{IC} 値を求め、脆性き裂の停止温度と K_{IC} 値の関係を求めた。

2.2.2 超広幅混成ESSO試験方法

脆性き裂がSUF鋼に伝播・突入してきた場合にき裂を停止させることを実証するために、超広幅混成ESSO試験を実施した。試験片形状は、造船研究協会(SR)第193研究部会¹⁰⁾で実施した超広幅混成ESSO試験片と同一とし、SR193部会での負荷応力レベル（公称降伏応力の0.4~0.83）より高い公称降伏応力相当(355 MPa)の負荷応力とした。比較的靱性の低い助走板内を伝播させた脆性き裂を試験板に突入させて、試験板がその脆性き裂を停止できるか否かを判定することで、長大き裂に対するアレスト性能を評価した。

2.3 熱間加工再現試験方法

圧延加工時の組織形成を実験室的に検討するために熱間加工再現試験を行った。直径8 mm高さ12 mmの試験片を用いて、熱履歴を与え、所定の温度で圧縮加工する。加工率は高さ減少率を用いた。また加工前後の組織変化を観察するために試験途中で急冷して組織観察を実施した。

3. 実験結果

3.1 超細粒組織の母材特性

3.1.1 金属組織学的特徴

SUF鋼の厚鋼板断面マクロ組織写真をFig. 1に示す。

厚鋼板断面マクロ組織写真において、色調の異なる表裏層部は、光学顕微鏡ではその粒径の識別が困難なほど極めて結晶粒が細かくなっている（以降、極めて結晶粒が細かく、内部とは色調の異なるこの表層部をSUF部と称す）。SUF部について、SEMで観察したSEM組織をFig. 2(a)に示す。このようなSEM写真から、SUF部の結晶粒径のヒストグラムを求めた。その一例をFig. 2(b)に示す。円相当径で2 μm 程度の均一なフェライト（以下 α と称す）粒と0.2 μm 以下の微細なセメントライト相が観察される。

マクロ組織写真で色調の異なる表裏層部の板厚方向の粒径分布を調査するため、厚鋼板の各位置毎に平均円相当粒径を求めた。その粒径分布をFig. 3に示す。マクロ断面組織写真で色調の異なる領域の粒径は、ほぼ均一に超細粒化していることがわかる。このSUF部と板厚内部での境界域では急激に粒径が変化しており、ゆるやかな粒径の遷移領域が存在しないことがわかる。

3.1.2 超細粒組織部の機械的性質

昇温加工により形成させた超細粒組織部の機械的特性を明確にするため、板厚25 mmのSUF鋼を用いて、SUF部と板厚中央部を切り出して材料試験した結果をTable 2に示

Table 1. Chemical composition of the steel used.

Element	C	Si	Mn	P	S	Ceq
Mass%	0.13	0.20	1.27	0.007	0.002	0.34

$$Ceq=C+Mn/6$$

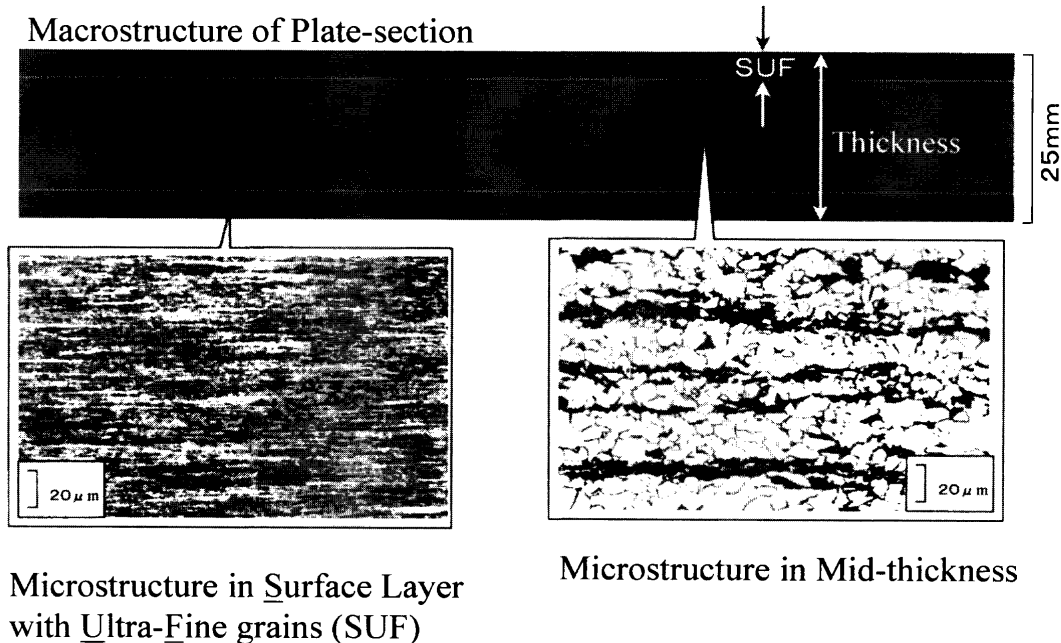


Fig. 1. Macrostructure and microstructures of the SUF steel plate.

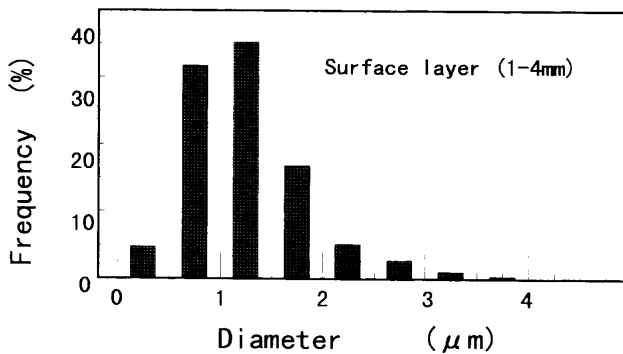
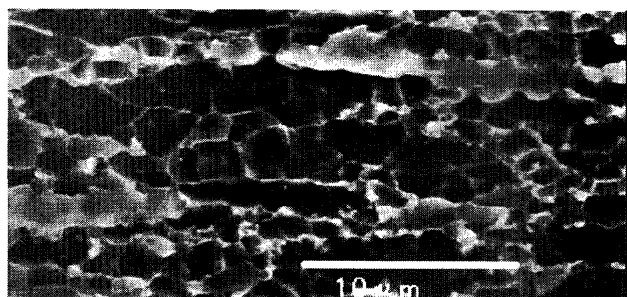


Fig. 2. SEM micrograph and grain size distribution in SUF region.

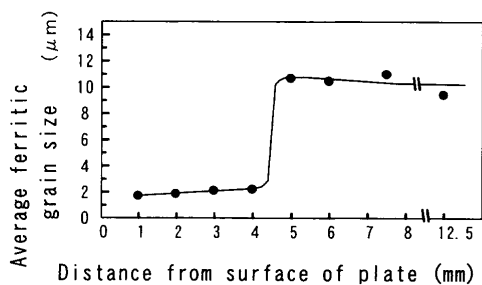


Fig. 3. Grain size distribution in thickness direction of the SUF steel plate.

Table 2. Mechanical properties of surface layer and mid-thickness regions in SUF steel plate (SUF: surface-layer with ultra-fine grains)

Position	YP. (*1)	TS. (*1)	EL. (*1)	VTrs (*2)
Surface layer	520 MPa	601 MPa	25 %	≤ 77 K
Mid-thickness	386 MPa	525 MPa	29 %	146 K

* 1: Tensile test specimen size: GL:60mm, W:25mm, T:3.5mm
 * 2: V-notch sub-size Charpy test specimen size: 2mm-V notch, thickness:3mm, W:10mm, L:55mm

す。表層部は板厚内部より細粒化しているため、降伏点、引張強度とも高い値を示しているが、その差は粒径の影響を強く受ける降伏点の方が引張強度よりも大きい。

サブサイズVノッチシャルピー衝撃試験結果をFig. 4に示す。板厚3mmのサブサイズでは破面遷移温度がフルサイズに比べて低温側に移行する傾向はあるが、SUF鋼板厚内部の破面遷移温度が146Kであるのに対して、SUF部の破面遷移温度はさらに低温の77K以下となっている。

衝撃試験におけるSUF部の破壊形態を検討するため、77Kにて破壊試験に供した試験片の破面のSEM写真をFig. 5に示す。脆性破壊に特有なへき開面はほとんど観察されず、微細なセパレーションが多数観察され、微視的には延性に富んだ破面を呈している。すなわち、微細なセパレーションの発生により板厚方向に対する三軸応力の拘束度が緩和されるとともに、超細粒化によって脆性破壊そのものが抑制され、延性的な破壊が可能になったものと考えられる。

セパレーションの発生機構として、(100)結晶方位を有する集合組織コロニーと(111)結晶方位を有する集合組織コロニーの塑性異方性が重要な役割を示すことが報告され

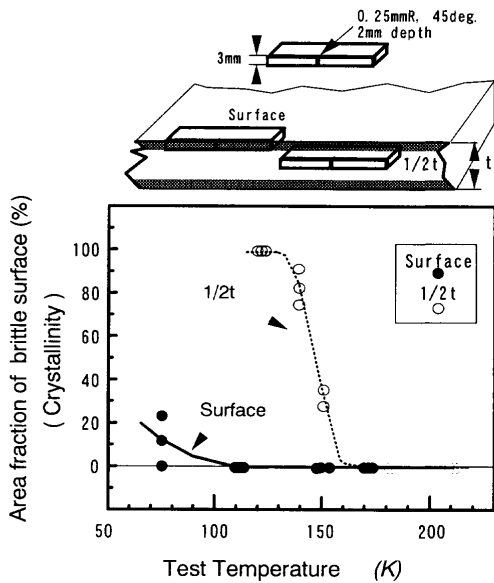


Fig. 4. V-notch Charpy impact test results for sub-sized test pieces of the SUF steel plate.

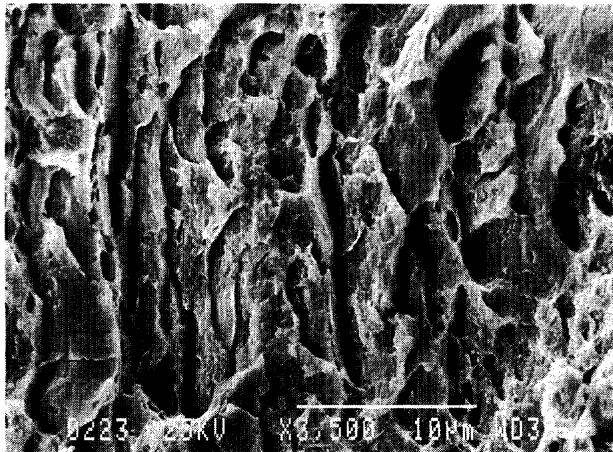


Fig. 5. Fracture surface of SUF region in a test piece fractured at 77K.

ている。本供試鋼の鋼板表面に平行な面で測定したSUF部のX線面強度比（ランダム方位を有する標準サンプルとの強度比）は、(200)面強度比で、2.0、(222)面強度比で1.2であった。超細粒組織にこれらの集合組織が発達している結果、77Kでの破面で観察されたような極めて微細なセパレーションが生じたものと解釈できる。

すなわち、SUF部は結晶粒径の超微細化の効果により、脆性延性遷移温度が低温側へ大幅に移行していることに加え、さらに超微細なセパレーション生成による局所的な三軸応力が緩和する効果により、より脆性破壊しにくくなっているものと考えられる。

これらの結果より、SUF部は板厚内部に比べて強度が高く、かつ耐脆性破壊特性が極めて優れていることがわかる。

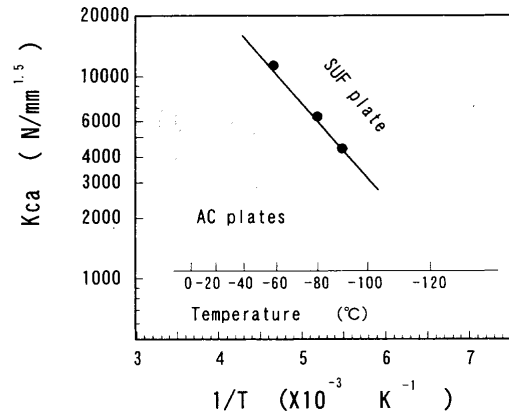


Fig. 6. Result of ESSO tests under temperature gradient condition for the SUF steel plate.

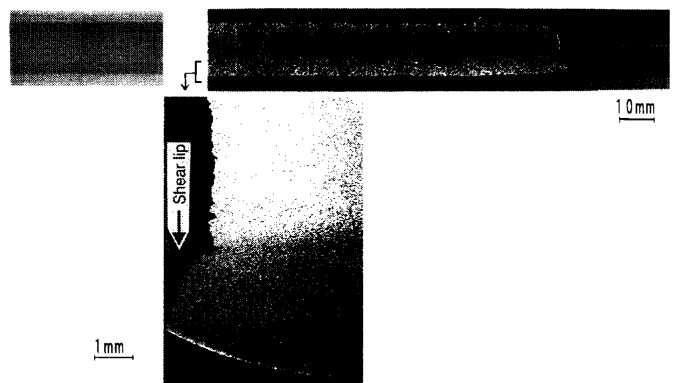


Fig. 7. Fracture surface and its cross section of ESSO test piece.

3.2 アレスト性能試験結果

3.2.1 温度勾配型ESSO試験の結果

アレスト性能を評価するため、温度勾配型ESSO試験を行った。SUF鋼の温度勾配型ESSO試験の結果をFig. 6に示す。SUF鋼は、同一成分系の従来プロセスで製造された厚鋼板と比較すると、同一試験温度において高い K_{ca} 値を示し、また K_{ca} 値が6000 N/mm^{1.5}となる温度も高Ni鋼¹¹⁻¹³⁾と同程度の約193Kへ低温側に大幅に移行している。温度勾配型ESSO試験における脆性き裂の停止部での破面の一例をFig. 7に示す。SUF鋼の表層部の破面には、き裂発生点近傍よりき裂の停止点に至る広い範囲でシアリップの形成が確認でき、153K程度の低温で、しかもき裂が伝播した部位であってもシアリップを形成していることがわかる。

この破面の板厚方向断面をナイトール腐食し、破面と微視組織を同時に観察した結果、Fig. 7に示すようにシアリップ形成部がSUF部と一致していることが確認できた。

3.2.2 超広幅混成ESSO試験の結果

脆性き裂がSUF鋼に伝播・突入してきた場合にき裂が停止することを実証するために、超広幅混成ESSO試験を実施した。355MPaの引張応力下で、目標温度223Kにて脆性き裂を突入させた場合の破面写真をFig. 8に示す。助走

Large-scale Fracture Test Result

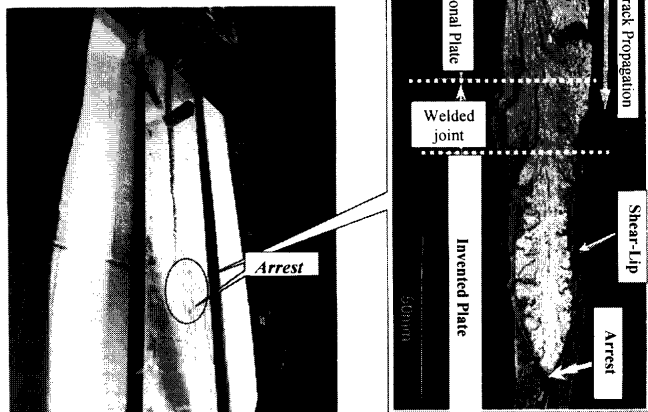


Fig. 8. Feature of ultra-wide plate duplex type ESSO test for the SUF steel plate and fracture surface of a test piece.

板との突合せ溶接部から SUF 鋼にき裂が突入して SUF 鋼側の表層では著しいシアリップが形成され、き裂停止に至っていることが観察される。

すなわち、SUF 鋼の場合、化学成分を変更することなしに、アレスト性能を向上させることができるので、溶接性・溶接継手靱性・線状加工性等の現場施工を損なうことなく、これまで通りの現場施工性を確保しつつ¹⁴⁾、高いアレスト性能を享受することができることになる。

4. 考察

4.1 超細粒組織の形成機構

4.1.1 昇温加工による超細粒化

熱間加工再現装置を用いた小型シミュレーション試験により、SUF 鋼の超細粒層の形成機構を考察した。

SUF 鋼における超細粒化は昇温過程での α の加工による回復・再結晶を利用していることに特徴がある。すなわち、昇温過程で加工することで、冷却変態温度 (Ar_3, Ar_1) に比べて加熱変態温度 (Ac_3, Ac_1) の方が高い分、冷却過程での二相域から α 域における通常の加工に比べてより高温で α を加工することが可能となり、容易に回復・再結晶が生じて α が超細粒化する。Fig. 9(a) は、鋼板温度に対応するフェライト分率について、昇温過程の場合、および冷却過程の場合をそれぞれ模式的に示したものである。このように非平衡状態でのフェライト (α) - オーステナイト (γ) 変態挙動では、冷却過程に比べ昇温過程の方が、より高温域にて高い α 分率を確保できていることがわかる。

Fig. 9(b), (c) は、Table 1 に示す化学成分を有する供試鋼を用いて、冷却中 (Fig. 9(c)) と昇温中 (Fig. 9(b)) に同一温度で加工 (1023K にて加工率 50% の 1 パス加工) を加えた場合の微視組織写真を比較して示している。

昇温過程で加工した場合は、Fig. 2 と同様の超細粒組織

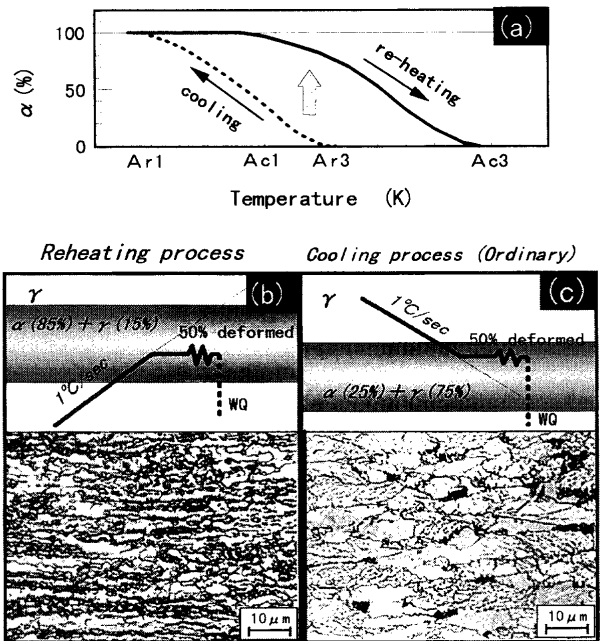


Fig. 9. Effect of thermal cycles on microstructures: Showing the relation, ferrite fraction vs. temperature on cooling and re-heating (a), Microstructures formed by hot-working on re-heating (b) and on cooling (c).

となっているのに対し、冷却過程で加工した場合、このような超細粒組織は得られず、伸長したままの加工 α 主体の組織となっている。

すなわち、昇温過程と冷却過程では同一温度における α 分率が異なり、昇温過程の方が高温にて大きな α 分率を確保することができる。さらに、高温域で加工を受けた α は低温域で加工を受けた場合に比べて、回復・再結晶を生じやすい。そのため、昇温過程で加工された組織は、通常の降温過程で加工された組織と比べて著しく超細粒化しているものと考えられる。

昇温過程で加工することによって超細粒化した α の形成機構を検討するため、走査型電子顕微鏡 (SEM) 写真および透過型電子顕微鏡 (TEM) により組織観察を行った。Fig. 10 に示すように、超細粒化した結晶粒内部の転位密度は比較的 low、超細粒組織の形成に回復・再結晶現象が関与していることが推察された。

SUF 鋼を製造する過程では、厚鋼板の圧延過程において、圧延をいったん中断し、厚鋼板を強制冷却することにより、厚鋼板表裏層部をいったん α に変態させる。そしてその後、厚鋼板内部の顕熱により α 相主体の表層部が復熱する過程で再び圧延を行うことにより、昇温過程で加工を行い、厚鋼板表層部において超細粒組織が得られるというわけである。

4.1.2 SUF 部の超細粒化機構

SUF 鋼は、圧延途中でいったん冷却し、復熱過程で再び圧延するという工程によって製造されるので、冷却後、復熱に至る過程では厚鋼板の板厚方向に温度分布の差異が生

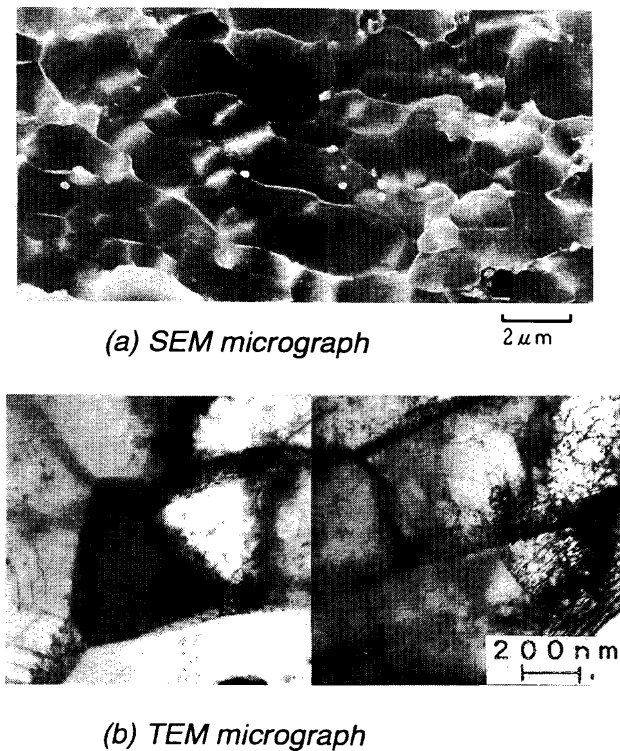


Fig. 10. SEM and TEM micrographs of ultra-fine grained ferrite formed by hot-working on re-heating process.

じるにもかかわらず、厚鋼板表層部の板厚方向での結晶粒径の分布はほぼ均一である。すなわち、板厚方向にて温度履歴が異なるにもかかわらず、均一な粒径分布を有している。そこでこの機構について、熱間加工再現試験により検討した。Table 1に示す化学成分を有する供試鋼より直径8 mm高さ12 mmの試験片を採取し、Fig.11(a)に示す熱間加工再現試験を行った⁵⁾。γ域から急冷し、鋼板内部の顕熱により表層が復熱するという熱履歴を与え、昇温中の1023Kにおいて加工率（高さ減少率）50%の1パス圧縮加工を行った。加工前後においてただちに水冷した。1213Kから15K/sで冷却すると、その冷却停止温度に応じてγ分率が増加する。その値をFig.11(b)の横軸に示す。冷却後、さらに1K/sで昇温させ、1023Kで加工するが、その加工前のγ分率と加工後のフェライト粒径をそれぞれFig.11(b)の縦軸に示す。冷却停止温度を種々変化させて冷却停止時のγ分率を変化させても、その後の昇温過程でαが増加し、加工時には加工温度に応じてほぼ一定のγ分率となることかわかる。その結果、加工後のα粒径もほぼ一定となる。冷却変態中の二相域から昇温している場合でも、平衡状態図に反してαが増加するのは、過冷された状態では平衡に達し得ず、昇温中に平衡状態へ近づこうとする反応が進行するためと考えられる。

この変態挙動より、実際の圧延工程での復熱中の加工において、冷却段階では板厚方向に連続的な温度分布が生じているにもかかわらず、最終的にはFig. 3に示したような

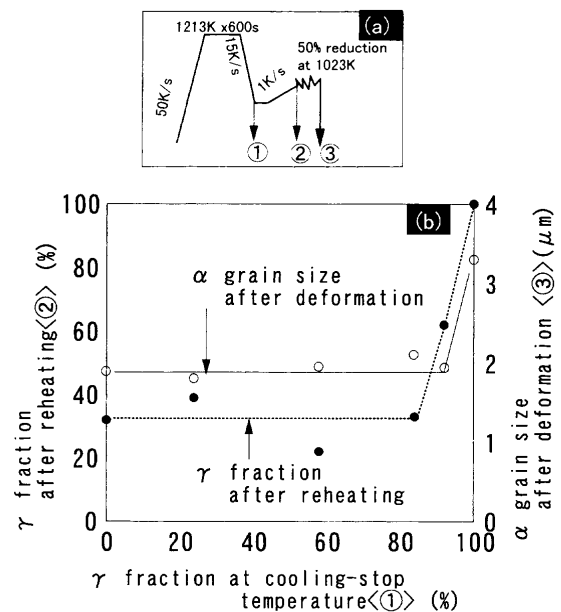


Fig. 11. Relationships between γ fractions at cooling-stop temperature and γ fraction after re-heating, and relationships between γ fractions at cooling-stop temperature and α grain size after deformation: schematic diagram of test procedure (a) and test results (b).

粒径分布が得られる理由を理解できる。復熱後、加工前の段階においては、板厚方向の温度はほぼ一定になっている。昇温中にαが増加する現象は、冷却段階でαが形成されている領域に限られ、冷却停止温度がAr3以上になっている領域では昇温中にαが生成する現象は起こり得ない。従って、冷却時にAr3変態点を通過した領域のみが超細粒となり、それ以外の内部の組織は基本的には通常のγ/α変態を生じるので、超細粒部と内部との間に明確な境界が生じると解釈される。

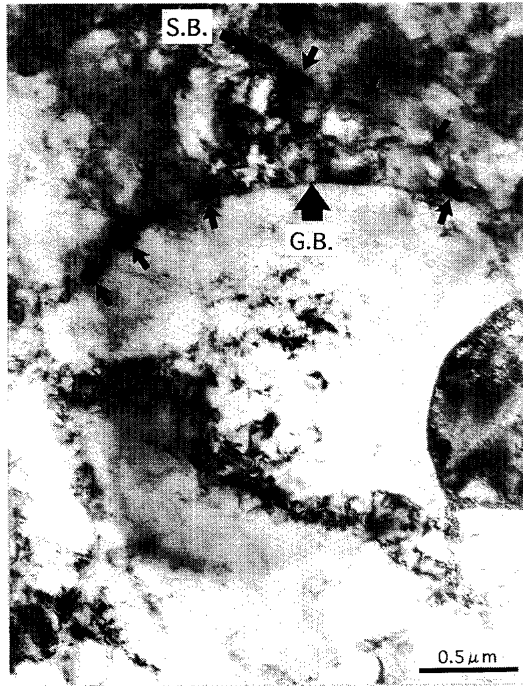
更に、超細粒組織が安定的に形成されるためには、超細粒化した組織が、その後、粒成長しない機構も作用していると考えられる。そこで、SUF鋼表層部の超細粒化した組織を詳細に観察した。Fig.12に超細粒化したα粒の粒界近傍のTEM写真を示す。粒界又は、亜粒界におけるθ相（セメントライト）が観察され、超細粒化したαの粒成長を微細に析出したθ相がピン止めして抑制しているように見える。このピンニング効果も超細粒化の形成には重要な要因の一つと考えられる。

4.2 アレスト性能の向上機構

4.2.1 アレスト性能の支配因子

アレスト性能を向上させるためには、Ni又はNbの添加や結晶粒径の微細化が有効であることが一般に良く知られている。また、アレスト性能は、伝播中の主き裂先端に形成される微視的先行き裂の分散状態¹⁵⁾や、脆性き裂伝播破面上で厚鋼板の表層部にしばしば観察されるシアリップの形成状態等によって影響されることも報告されている¹⁶⁾。

厚鋼板が脆性破壊する場合、厚鋼板の表面と内部におけ



G.B.: grain Boundary
S.B.: Sub-grain Boundary

Fig. 12. Second phase particles observed at ferrite grain boundary.

る塑性拘束が異なるため、厚鋼板の表層部が脆性破壊せずに未破断となる場合がある（その未破断領域をサイドリガメントと呼ぶ）。その後、サイドリガメント部が塑性変形を伴って剪断破壊して形成されるものがシアリップである。破面上で観察されたシアリップやサイドリガメントの厚みを用いて K_{ca} 値の説明が可能であるとの報告¹⁷⁾も見られる様に、シアリップやサイドリガメントは、脆性き裂の伝播において無視できない要素である。

Fig.13は、シアリップを伴った破面の一例（同図(a)）と、そのシアリップによるアレスト性能向上効果を模式的に示したものである。シアリップによるアレスト性能の向上は、表層部での塑性変形によるき裂伝播時のエネルギー吸収効果(Fig.13(b))、およびき裂形状が埋没化することによる応力拡大係数の減少効果(Fig.13(c))によるものと想定される。SUF鋼では、表層部における耐脆性破壊特性を向上させて、シアリップを確実に形成させることができるので、アレスト性能の飛躍的な向上が可能である。

4.2.2 シアリップ形成によるアレスト性能の向上機構

SUF鋼の温度勾配型 ESSO 試験結果を Fig.14 に示す。また、シアリップの効果を実験的に検討するため、SUF鋼の表裏層部を機械研削し、SUF層を去除した試験片（SUF削除材）の ESSO 試験結果も Fig.14 に併せて示す。SUF削除材は、板厚が 17mm に減少しているため、WES の板厚補正を行い、板厚 25mm に換算した K_{ca} 値を同図に示す。これらの結果より、 K_{ca} 特性に及ぼす表裏層部に存在する SUF 層の効果を実験的に評価した。

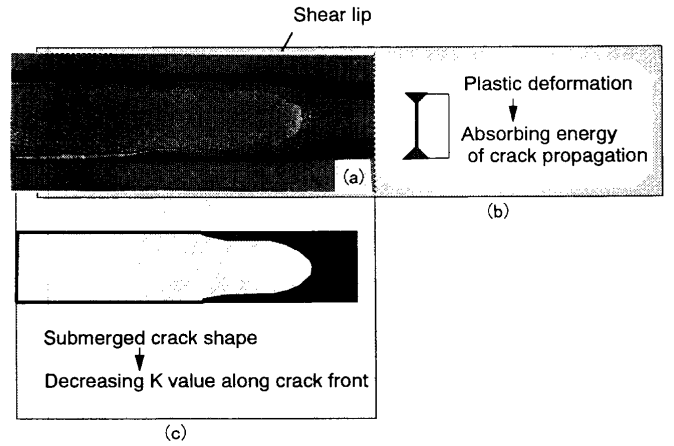


Fig. 13 Schematic diagram showing the effect of shear-lip formation on crack arrestability.

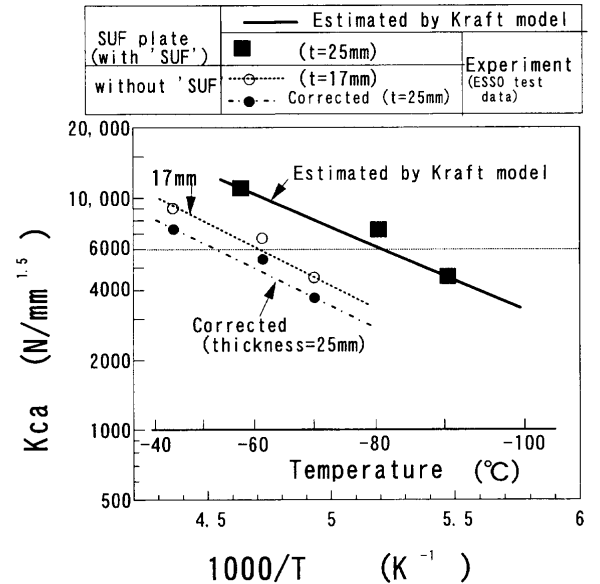


Fig. 14 Effect of SUF thickness on crack arrestability. (Compared to the Kraft's model estimation for experimental results)

シアリップによる K_{ca} 値向上効果を、Kraft のモデル¹⁸⁾を用いて解析した。シアリップ形成部の塑性仕事率は、シアリップが形成する温度で変化すると考えられるが、ここでは、温度によらず $200\text{MPa} \cdot \text{mm}$ と仮定した。板厚 25mm の SUF 鋼、および両面とも SUF 部を削除した鋼板（両面 SUF 削除鋼板）の ESSO 試験結果と、両面 SUF 削除鋼板の K_{ca} 値に Kraft のモデルにより推定されるシアリップによる K_{ca} 向上効果を加えて算出した SUF 鋼の推定 K_{ca} 値を Fig.14 に併せて示す。粗い近似にもかかわらず SUF 部でのシアリップの効果が良く説明できている。

このことは、SUF 厚みから、 K_{ca} 向上度を推定できることを示唆している。つまり、腐食環境等により SUF 厚みの減少が予測される場合でも、その厚み減少量を想定し、当初の素材段階で必要とされるアレスト性能に対応した SUF 鋼を選定できるわけである。

5. 結言

大型鋼構造物における予期せぬ脆性破壊の被害を最小限度に抑制するには厚鋼板のアレスト性能を向上する必要がある。そのため厚鋼板の表層部にシアリップを効率的に形成させるといった観点から厚鋼板のアレスト性能を向上する検討を行った。その結果、板厚方向にできるだけ均質な組織を形成させるという従来の鋼材設計思想とは全く異なった、厚鋼板の組織を板厚方向に複層構造化するという新しい技術思想を創出するに至った。

(1) 従来のTMCP法(降温過程における制御圧延であり圧延完了後の加速冷却を特徴とする)とは全く異なった、圧延途中の加速冷却によって昇温過程における制御圧延を行うことを特徴とするAdvanced TMCP法を開発し、次の知見を得た。

- ① 厚鋼板に限らず鋼材をフェライト組織において昇温過程で加工することによって、鋼材の微視組織を超細粒化する冶金現象を新たに見出した。
- ② 上記する新しい知見を厚鋼板に適用した結果、厚鋼板の表層部に平均粒径が $2\mu\text{m}$ 以下の超細粒組織を有して、板厚方向に複層構造化したSUF鋼の製造を工業的に可能とした。
- ③ 鋼材の超細粒化機構は、 α 相の回復・再結晶を主体としたものである。さらに α 粒界・亜粒界に微細析出した θ 相のピンニング効果による粒成長抑制機構、等が複合的に作用していると考えられる。

(2) このAdvanced TMCP法により工業的な規模で製造されたSUF鋼は厚鋼板として優れた使用性能を具備しており、次の特性を確認した。

- ① SUF鋼は低温韌性に優れている。特に、脆性き裂の伝播に対して塑性変形を伴うシアリップを確実に形成させることによって極めて優れたアレスト性能を保有している。
- ② SUF鋼は通常の化学成分を用いて微視組織のみを板厚方向に複層構造化しているため機械的性質・溶接

性・加工性等は通常の厚鋼板と同等の特性を有している。

本開発鋼はその優れたアレスト性能により大型船舶の重要部材(シアストレーキ部等)に実船適用されている¹⁴⁾が、耐震高層建築構造物や海洋構造物等の大型鋼構造物においても、その安全性の更なる向上および地球環境問題の改善に貢献できるものと期待する。

文 献

- 1) N.Ogura: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **110** (1961), 443.
- 2) 鉄鋼の結晶粒超微細化、鉄鋼基礎共同研究会鉄鋼の結晶粒超微細化部会編、日本鉄鋼協会、東京、(1991).
- 3) A.Yoshie, H.Mabuchi and Y.Onoue: *CAMP-ISIJ*, **7** (1994), 1840.
- 4) Y.Nomiyama, T.Ishikawa, T.Hasegawa and T.Haze: *CAMP-ISIJ*, **7** (1994), 1834.
- 5) T.Hasegawa, Y.Nomiyama and T.Ishikawa: *CAMP-ISIJ*, **8** (1995), 692.
- 6) Y.Nomiyama, T.Hasegawa, T.Ishikawa and H.Yoshikawa: *CAMP-ISIJ*, **8** (1995), 691.
- 7) T.Ishikawa, Y.Nomiyama, Y.Hagiwara, H.Yoshikawa, S.Oshita and H.Mabuchi: Proc. of 14th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, vol. 3, ASME, New York, (1995), 357.
- 8) H.Mabuchi, T.Ishikawa and Y.Nomiyama: Proc. of Materials Solutions '97, ASME, New York, (1997), 43.
- 9) T.Ishikawa and H.Mabuchi: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 1168.
- 10) 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総合報告書(日本造船研究協会報告第100号)、日本造船研究協会第193研究部会編、日本造船研究協会、東京、(1988).
- 11) O.Furukimi, Y.Nakano, I.Hirai, K.Agusa and Y.Kusuhara: *Kawasaki Steel Giho*, **16** (1984) 30.
- 12) T.Nozaki, K.Bessho, H.Ozawa and Y.Kawaguchi: *Sumitomo Met.*, **7** (1985), 47.
- 13) M.Yamada, K.Tsukada, Y.Kousaka, M.Suzuki, T.Shimada and N.Takigawa: *NKK Tech. Rep.*, **101** (1984), 10.
- 14) T.Ishikawa, S.Imai, T.Inoue, K.Watanabe, M.Tada and T.Hashimoto: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 587.
- 15) T.Ishikawa, T.Haze, H.Mabuchi and S.Ohsita: *CAMP-ISIJ*, **2** (1989), 1885.
- 16) S.Machida, H.Yoshinari, T.Miyahara and G.Nishiyama: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **156** (1984), 550.
- 17) H.Mimura: *J. High Pressure Industry*, **31** (1993), 58.
- 18) J.F.Knott: Fundamentals of Fracture Mechanics, Butterworth & Co., Ltd., London, (1973).
- 19) H.Yajima, M.Yamamoto, T.Ishikawa and T.Fukui: *Trans. West-Jpn. Soc. Nav. Archit.*, **94** (1997), 183.
- 20) M.Yamamoto, T.Yao, H.Yajima, Y.Hagiwara, T.Ishikawa, H.Miyamoto and S.Morita: *Trans. West-Jpn. Soc. Nav. Archit.*, **93** (1997), 73.