

深絞り性に優れたフェライト系ステンレス鋼板

Ferritic Stainless Steel Sheets with Deep Drawability

矢沢 好弘 YAZAWA Yoshihiro JFE スチール スチール研究所 ステンレス鋼研究部 主任研究員(課長)・工博
加藤 康 KATO Yasushi JFE スチール スチール研究所 ステンレス鋼研究部 主任研究員(部長)
宇城 工 UJIRO Takumi JFE スチール スチール研究所 ステンレス鋼研究部 主任研究員(部長)・工博

要旨

フェライト鋼の深絞り性向上には、{111}再結晶集合組織と密接な関係にある r 値(Lankford 値)の向上が有効である。ここでは高加工性フェライト系ステンレス鋼を開発するために r 値を高めることを目的とし、高加工性普通鋼と高 r 値化支配因子を比較する研究を行った。その結果、成分と製造条件の適正化により r 値が2.2を超える超深絞り用フェライト系ステンレス鋼の開発に成功した。新しく開発された深絞り性に優れたフェライト系ステンレス鋼製造技術は、耐食性と深絞り性が要求される用途、たとえば従来 SUS304 や防食を施した高強度普通鋼が用いられていた各種用途への適用が期待される。

Abstract:

The deep drawing property of ferritic steel can be improved by increasing the Lankford value (r -value), which is closely associated with the {111} recrystallization texture. In order to develop ferritic stainless steel with ultra-high formability, high r -value factors of ferritic stainless steel was investigated as compared with high formability carbon steel. Based on the results, the high r -value ferritic stainless steel sheets with excellent deep drawability, high r -value of more than 2.2 was developed by optimizing the composition and production process. Newly developed ferritic stainless steels technique with high formability were expected to applied in a wide range of applications requiring corrosion resistance and deep drawability, in which SUS304 or painted carbon steel has been used.

1. はじめに

フェライト系ステンレス鋼は美観や意匠性に優れた耐食性材料、高温特性に優れた耐熱材料として建材、厨房、自動車用途など幅広い分野で使用されてきた。さらに希少元素の Ni を含有せず応力腐食割れ (SCC) が発生しにくい長所が注目され、その適用範囲が拡大している^{1,2)}。しかし、従来のフェライト系ステンレス鋼はオーステナイト系ステンレス鋼に比べ伸びが低く、成型の自由度が小さいため、加工性の点から適用範囲が限定されていた。

フェライト系ステンレス鋼と同じ体心立方構造 (Body-centered cubic) を有する普通鋼 (IF 鋼: interstitial free steel) の加工性改善には、集合組織制御による高 r (Lankford³⁾) 値化により深絞り性を向上する手法が有効である^{4,5)}。普通鋼では、(1) 鋼の高純度化 (主に固溶炭素低

減)、(2) 熱間圧延焼鈍板組織の微細化、(3) 熱間圧延焼鈍板 (最終冷間圧延前焼鈍板) の {111} 再結晶集合組織の発達、(4) 冷間圧延焼鈍板の肌あれを上限とする結晶粒径制御、(5) 冷間圧延の圧下率適正化による {111} 再結晶集合組織制御、によりすでに平均 r 値が2.6を超えるような超高 r 値冷間圧延鋼板が開発されるに至っている^{6,7)}。フェライト系ステンレス鋼も高純度化に加え {111} 再結晶集合組織を制御する製造条件の適正化により、 r 値が改善することが知られている^{8,9)}。しかし、フェライト系ステンレス鋼には Cr が十数パーセント含有されているため、集合組織制御技術にはいまだ不明な点が残されており、十分な研究がなされているとはいえない。

本論文ではフェライト系ステンレス鋼の深絞り性向上 (高 r 値化) を目的とし、高加工性普通鋼で知られている高 r 値化支配因子をフェライト系ステンレス鋼のそれと対比した研究を行い、フェライト系ステンレス鋼のさらなる高 r 値化の指針を明らかにすることを目的とした。あわせて、開発技術を適用した超高 r 値フェライト系ステンレス鋼の

各種機械的特性を紹介する。

2. 集合組織制御による高 r 値化技術

高加工性フェライト系ステンレス鋼を開発するために精錬から鍛造、熱間圧延、冷間圧延工程に至るまでの一貫した{111}再結晶集合組織制御に関する研究を行った。各製造プロセスの適用原理は下記のとおりである。

2.1 鋼の高純度化（鋼中の固溶炭素低減）

鋼中の固溶炭素は{111}集合組織形成を阻害する。炭素含有量を極力低減するため、SS-VOD（強攪拌真空脱炭）法を用い、鋼中の固溶炭素含有量を制御した。さらに炭化物として固溶炭素を低減することを目的とし、Tiを適量添加した。ステンレス鋼はCrを十数パーセント含有しているため、普通鋼に比べ真空精錬に加えTi、Nbを適量添加したとしても{111}集合組織形成を阻害する固溶炭素を低減することが難しい。そこでスラブ加熱、熱間圧延、焼鈍工程などにおける析出物制御が重要となる。各製造工程において析出物の析出挙動と再結晶挙動との関係を明確化し、固溶炭素の低減を行った。

2.2 熱間圧延（最終冷間圧延前）焼鈍板組織の微細化

最終冷間圧延焼鈍板の{111}再結晶集合組織は熱間圧延焼鈍板組織の結晶粒径と密接な関係にある。すなわち、熱間圧延焼鈍板の結晶粒径が小さいほど冷間圧延焼鈍板の{111}再結晶集合組織発達が著しい。熱間圧延において圧下率の向上に加え低温で圧延を施すことにより、既存の熱間圧延鋼板に比べ多くのひずみを与えることができる。その結果、再結晶が容易に起こり熱間圧延鋼板の低温焼鈍が可能になるため、炭化物(TiC)の再固溶が抑制され固溶炭素の低減が図られる。さらに多くのひずみを付与することにより微細な熱間圧延板組織が得られるため、熱間圧延焼鈍板中の{111}再結晶集合組織が発達する。

2.3 冷間圧延圧下率の適性化

冷間圧延の圧下率を高めることにより、不均一変形領域（結晶粒界近傍、粒内の変形帯）が増加し、主として転位密度の増大による蓄積エネルギーの増大がはかられ、再結晶核生成サイトが増加する。そこで冷間圧延の圧下率と圧下配分の適性化を行った。Ti添加フェライト系ステンレス鋼の場合85%近傍に最大 r 値を示す最適圧下率が認められる。

2.4 冷間圧延板焼鈍時の粒成長

{111}結晶粒が再結晶の初期に生成する事実から、{111}結晶粒は再結晶終了時まで他の結晶方位を有する結晶粒

より大きくなり、サイズ効果でその後の成長過程において優先的に他の結晶粒を蚕食して成長する。その結果、結晶粒成長にともない r 値が高くなる。冷間圧延焼鈍板の結晶粒径が大きいほど{111}結晶粒の発達に有利であるが、結晶粒径が約50 μm を超えるといわゆる肌あれ（オレンジピール）が発生するため、その値を上限とした冷間圧延焼鈍板の結晶粒径制御を行った。フェライト単相鋼は Ac_3 ($\alpha \rightarrow \gamma$)変態がないので肌あれを上限として最終冷間圧延焼鈍の制御範囲が広く集合組織制御の効果を最大限に享受できる。

3. 実験方法

表1に供試材の化学組成を示す。Steel A, BはTi添加高純度フェライト系ステンレス鋼。Steel CはTi添加の高加工性普通鋼（IF鋼）である。

これら鋼はいずれも精錬により鋼中の炭素、窒素を極力低減することに加え、Tiを添加することで鋼中の固溶炭素、窒素を炭窒化物として固定し、加工性を向上させた成分系である。表1に示した化学組成のスラブに対し、加熱、熱間圧延、熱間圧延板焼鈍、冷間圧延、再結晶のための冷間圧延板焼鈍を行った。{111}再結晶集合組織制御を考慮した種々な製造条件の適正化により、平均 r 値が1.8~2.7、板厚が0.8 mmの冷間圧延焼鈍板を作製し、特性を評価した。引張り試験（JIS Z 2241）は圧延方向（ r_0 ）、圧延垂直方向（ r_{90} ）、圧延方向に対して45°方向（ r_{45} ）の各方向からJIS 13号B試験片を採取し、降伏応力（YS）、引張り強さ（TS）、伸び（EI）、 r 値（15%）、 n 値（5%~15%）を測定した。再結晶集合組織測定用の試料は、1/2厚を湿式600番研磨後、化学研磨で表面の残留応力を除去後試験に供した。X線回折（Schultz法）により正極点図（pole figure）を5°間隔で測定し、測定した3つの極点図（{110}、{200}、{211}）より3次元結晶方位分布関数（ODF：orientation distribution function）を求めた。冷間圧延板の深絞り成形性は、限界絞り比（LDR：limit drawing ratio）により評価した。組織観察は、光学顕微鏡を用い、熱間圧延、冷間圧延の各工程における鋼板の断面組織を観察し結晶粒度（JIS G 0552）を求めた。ひずみ付与後の内部組織を透過型電子顕微鏡（TEM：transmission electron micrographs）観察するため、冷間圧延板の圧延長手方向から採取した

表1 供試材の化学組成

Table 1 Chemical composition of specimens

	(mass%)					
Steel	C	Cr	Mo	N	Ti	Fe
A	0.004	18.0	1.2	0.007	0.22	bal.
B	0.005	11.0	—	0.007	0.20	bal.
C	0.002	—	—	0.003	0.07	bal.

JIS 5号試験片を常温で圧延方向に10%引張り変形した。加工後の試料からクロム酸酢酸(500 m/CH₃COOH+20 m/H₂O+100 gCrO₃) 電解液を用いた twin-jet 法により薄膜試料を作製し、Beam//<111>_a 方向から転位の形態をTEM 観察した。

4. 実験結果

図1に平均 r 値が1.8~2.7の冷間圧延焼鈍板について測定した平均 r 値と {111} 集積量の関係を示す。縦軸は平均 r 値、横軸はランダム方位強度比で示した {111} 集積量である。なお、平均 r 値が1.0の時の集合組織はランダム方位となるため直線と破線の始点は(1.0, 1.0)となる。図1からいずれの鋼も平均 r 値と {111} 集積量の間には正の相関があるが、Cr含有フェライト系ステンレス鋼のSteel A, BはSteel Cに比べ {111} への集積量が低いにもかかわらず到達 r 値が高い。

またその傾向はCr量に依存しており、18mass%Cr鋼は

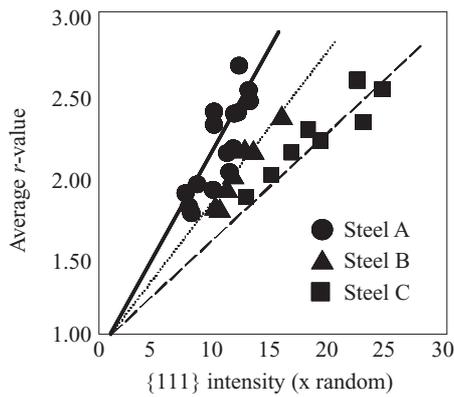


図1 冷間圧延焼鈍板の {111} 集積量と平均 r 値の関係
Fig.1 Relationship between {111} intensity and measured average r -value of final annealing sheets

11mass%Cr鋼に比べ {111} への集積量が低い到達 r 値が高い。この結果はフェライト鋼のCr添加は高 r 値化に有利であること、さらに r 値は {111} 集積量のみで説明できないことを示唆している。

r 値は {111} 集積量のみと対応があるわけではないので、平均 r 値が2.6のSteel A, Steel C冷間圧延焼鈍板についてX線回折により正極点図を測定し、得られた2次元の極点図からODFを求め、集合組織を比較した。図2に $\phi_2 = 45^\circ$ 断面におけるODFの2次元強度分布(Bungeのオイラー角表記)を示す。図中の数字はランダム方位との強度比、実線は r 値向上に有利な γ -fiberを示している。 γ -fiberとは<111>方向が圧延方向に平行な(ND//<111>)繊維状集合組織であり、 $\phi = 54.7^\circ$ に位置する。Steel AはSteel Cに比べ {111} およびその近傍の集合組織発達が乏しいにもかかわらず到達 r 値が高い。

図3に平均 r 値が1.9, 2.3, 2.6のSteel Aについて求めたODF ($\phi_2 = 45^\circ$ 断面)を示す。フェライト系ステンレス

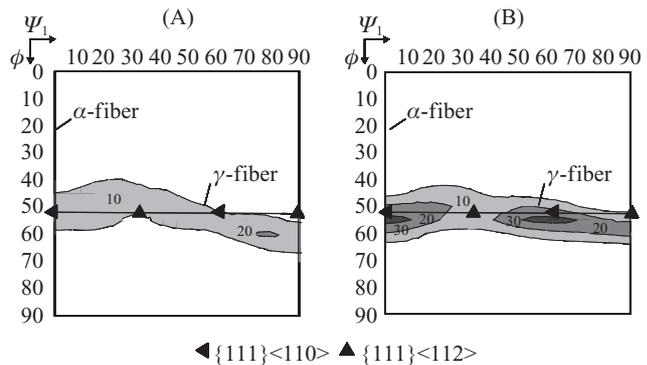


図2 $\phi_2 = 45^\circ$ 断面におけるODFの2次元強度分布(Bungeのオイラー角表記)
Fig.2 ODFs ($\phi_2 = 45^\circ$ cross section) of final annealing sheets with average r -value of 2.6

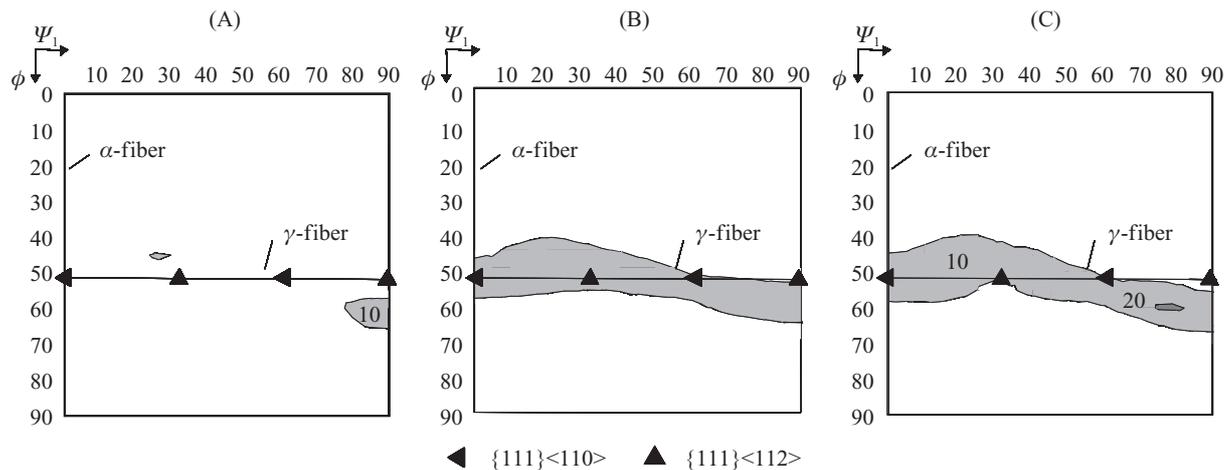


図3 $\phi_2 = 45^\circ$ 断面におけるODFの2次元強度分布(Bungeのオイラー角表記)
Fig.3 ODFs ($\phi_2 = 45^\circ$ cross section) for the three specimens of Fe-18mass%Cr-1.2mass%Mo-Ti steel (Steel A) with different r -value

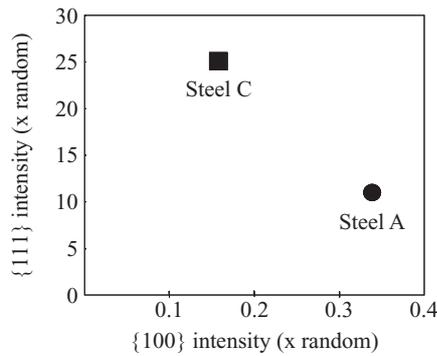


図4 平均 r 値2.6の冷間圧延焼鈍板（鋼A, C）について測定した{111}集積量と{100}集積量の関係

Fig.4 Relationship between the measured {111} intensity and the {100} intensity of final annealing sheets (Steel A, C) with average r -values of 2.6

鋼も普通鋼同様、{111}およびその近傍の再結晶集合組織を発達させることで高 r 値化する。一方、{100}再結晶集合組織 (α -fiber) は r 値向上を阻害することが知られている^{7,10)}。図4に r 値2.6の冷間圧延焼鈍板の{111}集積量と{100}集積量の関係を示す。Steel AとSteel Cを比較すると{100}集積量はSteel Aの方が高い。{111}/{100}集積比（または $\ln\{111\}/\{100\}$ ）と r 値の傾きを比べると図1以上にその差が広がることになる。

以上の実験結果は、Cr含有フェライト鋼は普通鋼に比べ、{111}再結晶集合組織およびその近傍への集合組織の発達が乏しいにもかかわらず到達 r 値が高いことを示している。

5. 考察

5.1 {111}再結晶集合組織に及ぼすCrの影響

フェライト系ステンレス鋼と普通鋼の比較研究から r 値と{111}再結晶集合組織の関係はCrの影響を受け、Crが高 r 値化に有利に作用する可能性が示された。以下、その機構を考察した。

置換型原子のCr原子によりBCC金属のすべり系の一部が制限され、特定なすべり系のみが活動した結果、Cr添加が高 r 値化に有利に作用すると考えた。

体心立方構造(BCC)を有するフェライト系ステンレス鋼では、Fe原子とほぼ同じ原子半径を有するCr原子が10~30%の割合でFe原子と置換した状態になっている。体心立方構造のフェライト鋼は面心立方構造(FCC)を有するオーステナイト鋼に比べ、原子密度が際立って高い面はないため複数のすべり系が活動する。これらすべり系の一部が置換型原子のCrの存在により規制されれば、同一集合組織であっても特定方向への変形が容易になり、 r 値が向上すると考える。すべり系が規制された傍証としてFeにCrを添加することで双晶(twin)の形成が促進される事実があげられる。

写真1にSteel Aに観察された双晶を示す。

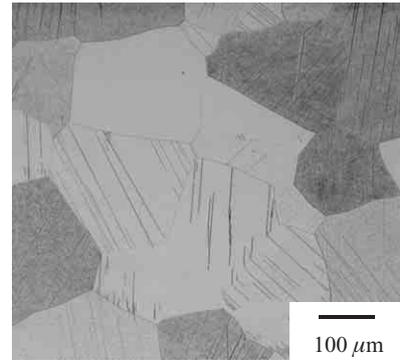


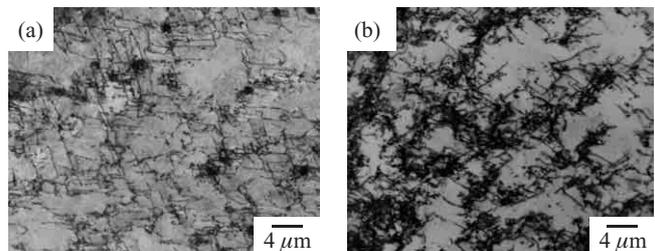
写真1 Fe-18mass%Cr-1.2mass%Mo-Ti鋼（鋼A）に観察された双晶の光学顕微鏡写真

Photo 1 Optical micrograph of twin crystals in Fe-18mass%Cr-1.2mass%Mo-Ti steel (Steel A)

FeにCrを添加することで双晶の形成が促進されることから、Crがフェライト系ステンレス鋼の積層欠陥エネルギー(SFE: stacking-fault energy)を低下させると考えると、Cr添加により拡張転位の幅が増加、交差すべりがおきにくくなり、{112}<111>すべり系が抑制されたと考えられる。

写真2に圧延方向に10%引張りひずみを与えた試料についてBeam//<111> α から転位の形態をTEM観察した結果を示す。Steel Aでは転位の絡み合いが少なく直線的な配列を示している。一方、Steel Cでは転位が多く絡み合いセルが形成される傾向にある。内部組織の観察結果はいずれも普通鋼に比べフェライト系ステンレス鋼はすべりが規制されやすい特徴を持つことを示している。

すべり系の規制がBCC金属の r 値に及ぼす影響についてはいまだ十分な研究はなされていない。井上¹¹⁾は同じODFデータをもとにさまざまな拘束条件を規定し、{110}<110>と{112}<111>の両方のすべり系が活動した場合と{110}<110>のみのすべり系が活動した場合について r 値を計算した。計算結果は種々な拘束条件において、いずれも{110}<110>のみのすべり系が活動したと仮定した方が高い r 値を示している。CrがBCC金属中のすべり系の一部



(A) Fe-18mass%Cr-1.2mass%Mo-Ti steel (Steel A),
(B) Fe-0.073mass%Ti-0.0016mass%Nb steel (Steel C)

写真2 10%引張りひずみ付与後の冷間圧延焼鈍板 TEM 組織観察

Photo 2 TEM micrographs of final annealing sheets after 10% tensile strain

を規制し高 r 値化に寄与したと考えると Cr 含有フェライト鋼は {111} 再結晶集合組織の発達に乏しいにもかかわらず、普通鋼に匹敵する高 r 値が得られたことが説明できる。

Fe-Cr 合金において特定のすべり系を抑制するもうひとつの可能性として、Cr 原子が特定な原子位置に入る傾向にあることがあげられる。特定なサイトに Cr 原子が集中しやすい理由は、結晶の弾性ひずみが等方的ではなく異方性があるからといえる。Fe(BCC) の場合、弾性定数は {100} < {110} < {111} である¹²⁾ ことから弾性定数の小さい {100} にそって濃度の分解が起こりやすいことが推察できる。Fe-Cr 鋼で特定な原子位置に Cr 原子が集中する事例として Fe 原子と Cr 原子がそれぞれ相分離するスピノーダル分解 (spinodal decomposition) があげられる。美馬, 山口ら¹³⁾ は Fe-Cr 合金を時効すると {100} 面に Cr の濃化領域が板状に形成されその結果、すべり変形を抑制し双晶変形を起こすことを示している。このように Cr 原子が BCC 単位胞の特定サイトに入りやすい現象もすべり系の制限に影響を与える一因と考える。

5.2 フェライト系ステンレス鋼の高 r 値化指針

熱間圧延板が低温で再結晶し、熱間圧延板中の炭化物の再固溶が抑制 (固溶炭素量が低減) されるとともに、その組織が微細化されれば、冷間圧延焼鈍板の {111} 再結晶集合組織が発達し、機械的特性が改善される。ここでは、再結晶による組織微細化手法を検討した。再結晶を利用した組織の微細化には再結晶後の組織の微細化およびその後の粒成長抑制が重要な役割を果たすと考えられている¹⁴⁾。再結晶完了直後の結晶粒径は再結晶粒の核生成速度 (I) と成長速度 (G) によって決まる。

たとえば、反応率 (X) と保持時間 (t) が Johnson-Mehl-Avrami の式^{15,16)} に従い、ある一定温度において球形の核が均一核生成し、 I と G が t に対して一定であると仮定すると、(1) 式が成立する¹⁷⁾。

$$X = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3}IG^3t^4\right) \dots\dots\dots (1)$$

反応が (1) 式に従って進む場合、反応完了直後の平均粒径 (d) は (2) 式で示される¹⁸⁾。

$$d = 0.91\left(\frac{G}{I}\right)^{1/4} \dots\dots\dots (2)$$

なお、フェライト単相鋼の場合、再結晶前後で組成や構造の変化がないので成長速度 (G) は界面の易動度 (M) と再結晶の駆動力 (ΔGv) の積、(3) 式で示される。

$$G = M \cdot \Delta Gv \dots\dots\dots (3)$$

微細粒組織を得るには I を大きくするか G を小さくすればよく、そのためには、(1) 核生成サイト密度の増大 (I を大きくする)、(2) 駆動力 (ΔGv) の増大 (I を大きくする)、(3) 界面の易動度 (M) の減少 (G を小さくする) などの手法が考えられる¹⁷⁾。(1) に関しては不均一変形領域 (結晶粒界近傍、粒内の変形帯、比較的大きな第二相近傍) の増加、(2) に関しては蓄積エネルギーの増大 (主として転位密度の増大)、(3) に関しては固溶原子による solute drag 効果、析出物 (介在物) による pinning 効果があげられる。

Ti 添加高純度フェライト系ステンレス鋼の製造工程と対比してみると、(1) に関しては大ひずみ制御熱間圧延 (低温かつ高圧下率) による核生成サイト増大、(2) に関しては冷間圧延率適性化による蓄積エネルギー (駆動力) の増大、(3) については、熱間圧延板または熱間圧延焼鈍板中に析出した各種析出物の pinning 効果、これらをうまく組み合わせることにより粒成長を抑制し、効率よく熱間圧延焼鈍板組織の微細化がはかられるといえる。溶解度積から明らかのように C, N の低減は析出物の形成温度を低下させサイズを小さくする。また、熱間圧延ひずみによって炭化物の安定性が低下するため、析出物は熱間圧延後比較的粗大なサイズで存在させ、焼鈍初期に部分的な溶体化を防止することが必要になる。フェライト系ステンレス鋼の高加工性化には「凝固から始まる一貫した析出物制御」が重要といえる^{19,20)}。

6. 開発鋼の基礎特性

図 5 に冷間圧延鋼板の強度 (TS) と平均 r 値の関係を示す。高加工性普通鋼 (TS: 270 MPa) ではすでに r 値が 2.6 を上回る鋼板が実用化されている。しかし普通鋼の r 値は高強度化にともない低下する。たとえば 270 MPa 級普通鋼の r 値は 2.6 程度であるが、460 MPa 級の鋼板になると r 値は 2.0 程度になる。一方、開発技術を適用した

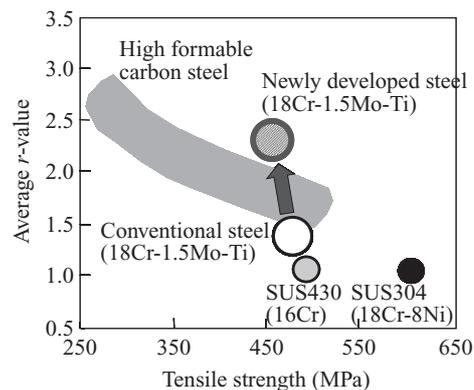


図 5 冷間圧延鋼板の強度 (TS) と平均 r 値の関係

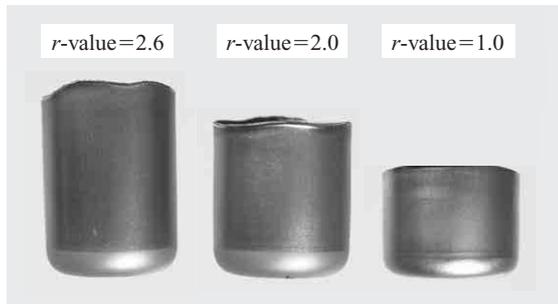
Fig. 5 Relationship between average r -value and TS of cold-rolled sheets (sheet thickness: 0.8 mm)

表 2 従来鋼と開発鋼の機械的特性の比較

Table 2 Comparison of mechanical properties of developed steels with new production process and conventional process in Fe-18mass%Cr-1.5mass%Mo-Ti steel

	0.2% Proof strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Vickers hardness	Average <i>r</i> -value	<i>n</i> -value
Developed steel	311	460	34.2	153	2.6	0.23
Conventional steel	328	485	33.0	160	1.5	0.23

Sheet thickness: 0.8 mm



460 MPa Ferritic stainless steel (LDR=2.39) 440 MPa carbon steel (LDR=2.24) SUS304 Austenitic stainless steel (LDR=1.96)

写真 3 限界絞り比 (LDR) で評価した深絞り性の比較

Photo 3 Comparison of appearance after deep drawing test in limit drawing ratio (LDR) test (Test conditions; Sheet thickness: 0.8 mm, Punch: 33 mmφ, Blank holding force: 1.0 t)



写真 4 開発技術を適用した深絞り性に優れたフェライト系ステンレス鋼板の成形例

Photo 4 Prototype fuel tank made of newly developed Fe-18 mass%Cr-1.5 mass%Mo-Ti ferritic stainless steel (Laser-welded, 700 mm × 500 mm × 120 mm, 0.8 mm t)

SUS436L (Fe-18mass%Cr-1.5mass%Mo-Ti 鋼) では、2.2~2.6 の高 *r* 値化を達成した。同一強度 (TS) で比較するとフェライト系ステンレス鋼の到達 *r* 値は、高張力普通鋼のそれを超過する。

これらの結果は、Cr が強度と *r* 値の両方の特性向上に寄与することを示している。写真 3 に限界絞り比 (LDR) で評価した深絞り性に及ぼす *r* 値の影響を示す。*r* 値を飛躍的に高めた 460 MPa 級フェライト系ステンレス鋼は 440 MPa 級高張力普通鋼より深く絞れており、優れた深絞り加工性を示すことが確認された。表 2 に従来鋼と開発鋼の機械的特性の代表値を示す。開発鋼は従来鋼に比べ *r* 値に加え延性も改善されている。写真 4 に開発技術を適用した深絞り性に優れたフェライト系ステンレス鋼の成形例を示す。供試材には平均 *r* 値が 2.4 の SUS436L (Fe-18mass%Cr-1.5mass%Mo-Ti 鋼) を用いた。

既存のフェライト系ステンレス鋼板では加工が困難であった写真 4 のような複雑な深絞り形状への成形が可能となった。フェライト系ステンレス鋼の深絞り性が改善されることで設計の自由度、適用範囲の拡大が期待される^{21,22)}。

7. おわりに

深絞り性に優れたフェライト系ステンレス鋼の開発を目的とし {111} 再結晶集合組織制御に関する研究を行った。

さらに開発技術適用鋼の特性を調べ以下の結論を得た。

- (1) フェライト系ステンレス鋼と普通鋼はいずれも {111} 集積量の増加にともない *r* 値は高い値を示す。ただし、フェライト系ステンレス鋼は Ti 系 IF 普通鋼に比べ、{111} およびその近傍への再結晶集合組織の発達が乏しいにもかかわらず到達 *r* 値が高い。体心立方構造を有するフェライト系ステンレス鋼は置換型原子である Cr を多く含有するため、すべり系が制限され高 *r* 値が得られた可能性がある。
- (2) フェライト単相鋼になりやすい高純度フェライト系ステンレス鋼の材質改善には、再結晶挙動と析出物およびその析出挙動 (形態、密度、分布) を詳細に把握し、それらと鋼板特性の関係を明確化した上で、凝固から始まる一貫した析出物形態制御が重要となる。
- (3) 成分調整に加え精錬から铸造、熱間圧延、冷間圧延に至るまでの一貫した集合組織制御技術開発を行い、SUS436L (Fe-18mass%Cr-1.5mass%Mo-Ti 鋼) で *r* 値を 2.2~2.6 まで飛躍的に高めた深絞り性に優れたフェライト系ステンレス鋼の開発に成功した。
- (4) 深絞り性に優れたフェライト系ステンレス鋼の製造技術は、フェライト系ステンレス鋼の設計の自由度、適用範囲の拡大に寄与し、耐食性と深絞り性を要求される用途、たとえば従来 SUS304 や防食を施した高強度普通鋼が用いられていた各種用途への適用拡大に寄与することが期待される。

参考文献

- 1) 星野和夫, ふえらむ, 2006, vol. 11, no. 7, p. 445.
- 2) 矢沢好弘, 石井和秀, 岡田修二, 石井知洋, 宇城工, 山下英明. Zairyo-to-Kankyo. 2007, vol. 56, no. 10, p. 410.
- 3) Lankford, W. T.; Snyder, S. C.; Bausher J. A. Trans. ASM. 1950, vol. 42, p. 1197.
- 4) 長島晋一, 武智弘, 加藤弘. 日本金属学会誌. 1965, vol. 29, p. 393.
- 5) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺馨, 岩瀬耕二. 鉄と鋼. 1976, vol. 62, p. 846.
- 6) W. J. Liu, J. J. Jonas. ISIJ Int. 1994, vol. 34, p. 761.
- 7) Yoshinaga, N.; Ushioda, K.; Akamatsu, S.; Akisue, O. ISIJ Int. 1994, vol. 34, p. 24.
- 8) 沢谷精, 清水邦彦, 中山正, 三好正則. 鉄と鋼. 1977, vol. 63, no. 5, p. 84.
- 9) 原勢二郎, 太田国照, 秋田浩一. 鉄と鋼. 1991, vol. 77, no. 5, p. 660.
- 10) 加藤弘, 武智弘, 長島晋一. 塑性と加工. 1966, vol. 7, no. 60, p. 13.
- 11) 井上博史. 材料の組織と特性部会, 再結晶集合組織研究会. 「再結晶・集合組織とその組織制御への応用」. 1999, p. 174.
- 12) Chan, J. W. Acta Met. 1962, vol. 10, p. 179.
- 13) 美馬源次郎, 山口正治. 日本金属学会誌. 1965, vol. 29, p. 118.
- 14) 牧正志, 田村今男. 鉄と鋼. 1984, vol. 70, p. 2073.
- 15) Johnson, W. A.; Mehl, R. F. Trans AIME. 1939, vol. 135, p. 416.
- 16) Avrami, M. J. Chem. Phys. 1939, 7, p. 1103.
- 17) 牧正志. 第 161・162 回西山記念技術講座. 2006, p. 1.
- 18) 梅本実, 田村今男. 日本金属学会報. 1985, vol. 24, p. 262.
- 19) 小関敏彦, 井上裕滋. 日本金属学会誌. 2001, vol. 65, no. 7, p. 644.
- 20) Yazawa, Y.; Furuhashi, T.; Maki, T. Acta Mater. 2004, vol. 52, no. 12, p. 3727.
- 21) Yazawa, Y.; Kato, Y.; Furukimi, O.; Hasuno, S. Review of Automotive Engineering. 2005, vol. 26, p. 59.
- 22) Yazawa, Y.; Muraki, M.; Kato, Y.; Furukimi, O. ISIJ Int. 2003, vol. 43, no. 10, p. 1647.



矢沢 好弘



加藤 康



宇城 工