

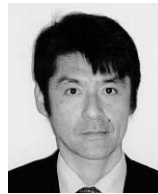
(論文)

制御圧延による母材強度向上のための強化手法の検討

Study of Strengthening Method of Strength by Air-cooled Type TMCP



下山哲史*¹
Satoshi SHIMOYAMA



谷 徳孝*²(工博)
Dr. Tokutaka TANI



大宮良信*²
Yoshinobu OMIYA

Steel plates produced by thermo-mechanical control process (TMCP) are widely used because of its excellent weldability which allows high heat input welding with high efficiency. Some consumers, however, require high strength steel plates processed by controlled rolling without water cooling to avoid residual stress which deteriorates bending accuracy and to prevent softening during high heat input welding. This study quantitatively analyzes the increase of strength by solid solution strengthening, dislocation strengthening and particle dispersion strengthening. The result clearly indicates that a high strength steel plate of YP550 grade can be produced by a controlled rolling without water cooling.

まえがき＝制御圧延後に加速冷却を行う水冷型TMCP (Thermo-Mechanical Control Process) によって、低成分の鋼種でも高強度鋼を得ることが可能である。しかし、板厚が厚い場合、鋼板の表面と板厚方向内部とで冷却速度差に起因して引張強度の差や残留応力が発生し、平坦度や曲げ加工性が悪化することがある。冷却速度が速い場合には、低成分で強度を確保できる反面、大入熱溶接継手での熱影響部 (Heat Affected Zone, 以下 HAZ 部という) の軟化が顕著になる場合がある。

こうした状況に対して、成分設計や製造技術面からの改善に向けた検討が精力的になされているが、一方で制御圧延ままでも高強度を達成する製造技術の検討は必要である。

そこで当社では、非水冷型TMCPによって製造された鋼板としては最高強度クラスである引張強度670MPa級鋼板 (降伏強度550MPa級) の実現を目標として、強度向上のための基礎的検討を行った。本稿ではその結果について報告する。

1. 開発鋼の目標特性

今回の開発において目標とした特性を表1に示す。また、こうした特性を得るための強化手法の考え方を図1に示す。通常、鉄鋼材料の強化機構は、大きく分けて次の4つが知られている¹⁾。

- ①固溶強化 (C, Si, Mn, Cu, Ni などの添加)
- ②転位強化 (低温圧下によるフェライト中の転位密度向上)
- ③粒子分散強化 (Mo, V, Nb, Ti などの添加)
- ④結晶粒微細化強化 (オーステナイト域での強ひずみ加工など)

表1 目標特性
Table 1 Target properties

Base metal	
Tensile properties	
YP (MPa)	TS (MPa)
≥ 550	≥ 670

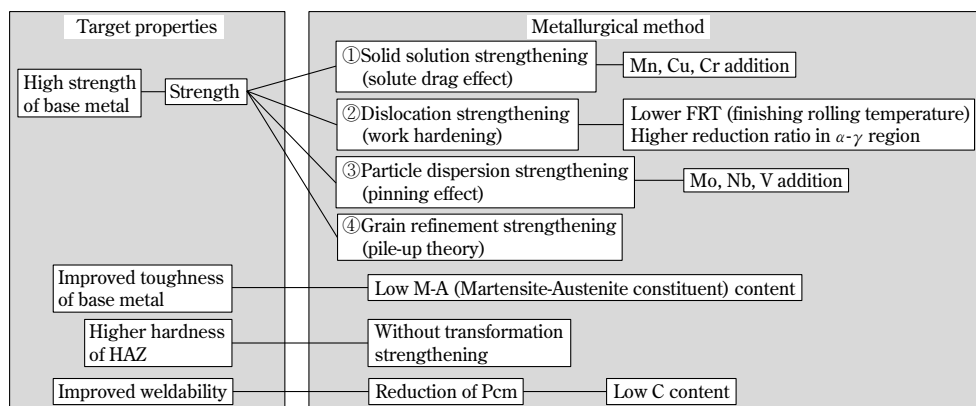


図1 目標特性を得るための化学成分および製造条件の検討
Fig. 1 Metallurgical method to achieve the target properties

*¹ 鉄鋼事業部門 技術開発センター 厚板開発部 (現 鉄鋼事業部門 加古川製鉄所 厚板部) *² 鉄鋼事業部門 技術開発センター 厚板開発部

これらの手法のなかで、制御圧延により製造される厚鋼板においては、④結晶粒微細化強化が一般的である。対象鋼種は、制御圧延により結晶粒が5 μ m程度に微細化されていることから、本稿では、①固溶強化、②転位強化、③粒子分散強化の観点から強度向上に関する実験を行い、その効果を検証した。なお、良好な溶接性を確保するため制約条件として、溶接割れ感受性組成Pcmの上限は0.25とした。

2. 実験方法

2.1 固溶強化の効果検証

最初に、母材強度に及ぼす固溶強化の効果を検証する。炭化物非生成元素と呼ばれるSi, Mn, Cu, およびNiは、フェライトに固溶することによって固溶強化に寄与すると言われている²⁾。このなかで、Siは強度の低いフェライト分率を上昇させてしまうこと、Niは追加コストが高いことから、本稿では強度に及ぼすMn, Cuの効果について検討した。

検討に用いた供試材の成分系を表2に示す。ベース鋼のS0鋼は、当社で制御圧延によって製造している引張強度570MPa鋼である。このベース鋼に対し、溶接性確保の観点からC量を0.10~0.12%と低減させ、MnおよびCuによる固溶強化向上効果を検討した。

素材は、150kgの真空溶解炉にて溶製した小形インゴットを使用した。このインゴットを圧延して厚さ25mmの鋼板に仕上げた。この鋼板を1,100℃にて3h加熱後、図2に示した条件にて圧延を行った。

2.2 転位強化の効果検証

つぎに、母材強度に及ぼす転位強化の影響について調査した。熱間圧延における転位強化とは、フェライトが生成する低温域で圧下が増えらるることによってフェライト中に導入される圧延ひずみを通して転位密度が上がり、強度が向上するという強化機構であり、加工硬化とも呼ばれる。

表2 基礎検討材の化学成分

Table 2 Chemical composition of tested steels (mass%)

Steel	C	Si	Mn	Cu	Nb	V	Pcm	Ceq
S0	0.16	0.30	1.40	—	0.025	0.05	0.25	0.41
S1	0.10	0.30	1.90	0.10	0.025	0.05	0.22	0.46
S2	0.10	0.30	1.90	0.15	0.025	0.05	0.23	0.47
S3	0.12	0.30	1.90	—	0.025	0.05	0.25	0.48

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

$$Pcm = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

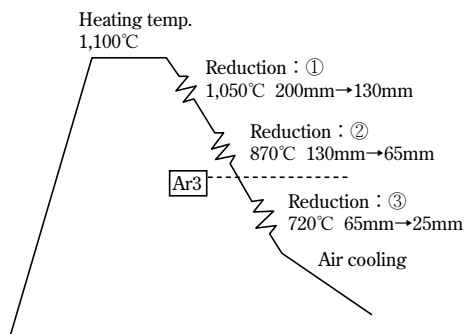


図2 小形試作材の圧延条件

Fig. 2 Rolling Pattern of Laboratory tested steels

この強化機構は、降伏強度(σ_y)は転位密度(ρ)の平方根に比例するというBailey—Hirschの関係(式(1))として知られており、圧延によって導入された転位の消滅が起こりにくい低温域、とくにAr3変態点以下のフェライト+オーステナイト(以下、 $\alpha + \gamma$ という)二相温度域において圧下を加えるのが効果的である。

$$\sigma_y = \sigma_{y0} + \alpha \mu b \sqrt{\rho} \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 σ_{y0} , α , μ , b は定数である。

また、この効果は一般に 2×10^{14} 以上の転位密度がある場合に発揮されるといわれているが¹⁾、X線回折によってベース鋼(S0鋼)量産材の転位密度を計測したところ、 1.8×10^{14} とそれを下回っていることが分かった。つまり、ベース鋼の圧延条件では、転位強化の効果を十分に活用できておらず、適切な圧延条件を設定することによって転位強化による強度上昇が期待できるものと考えられる。

そこで、適正な圧延温度と圧下率の関係を把握するため、次の2点について調査した。

- ① $\alpha + \gamma$ 二相温度域での適正な圧下率
- ② $\alpha + \gamma$ 二相温度域の圧延温度域の影響

まず①では、熱間加工シミュレータを用い、 $\alpha + \gamma$ 二相温度域での圧下率を変化させることによって強度に対する影響を調査した。試験片は $\phi 8 \times 12$ mmの円柱であり、熱間加工に供した。試験条件を表3に示す。

つぎに②では、 $\alpha + \gamma$ 二相温度域での圧下率を一定とし、その温度域の影響について小形圧延により調査した。圧延温度は、高温側の720℃と低温側の680℃の2水準とした。試験に供した素材は150kg真空溶製スラブ(200mm厚)であり、1,100℃に加熱した後、表4の条件にて圧延を行った。

2.3 粒子分散強化の効果検証

最後に、母材強度に及ぼす粒子分散強化の影響について調査した。粒子分散強化への寄与が大きいと考えられている元素は、炭化物形成元素であるCr, Mo, およびマイクロアロイ元素のNb, Vである。このなかで、より強度上昇効果が大きいといわれているのがマイクロアロイの炭窒化物である³⁾。いずれの元素も、圧延後の冷却中にフェライト相へ整合析出することによって強化に大きく寄与するが、同様の効果は圧延中にフェライト相へ Mo_2C を析出するMoにもある⁴⁾ため、両者の効果を検証した。

検討する成分系を表5に示す。Nb, Vはベース鋼(S0鋼)に既に添加されており、NbはHAZ靱性を損なわずに強度を向上させるための適正添加量が0.02~0.03%といわれているため⁵⁾、S0鋼と同様のままとした。ただし、Nbはオーステナイト相中に難溶性であるため、スラブ加熱温度が低いと全固溶せず、圧延中のフェライト相への微細再析出効果が薄れる可能性がある。そこで、Nbの固溶量を計算すべく、Irvineの式(式(2))にP21鋼の変数を代入して計算した。

$$\log(Sol.Nb[\%]) = 2.26 - \frac{6770}{T[K]} - \log_{10} \left(C[\%] + \frac{12}{14} N[\%] \right) \dots \dots (2)$$

ここで、Sol.Nb: 固溶Nb量, T: 加熱温度, C: C添加量, N: N添加量である。

表3 熱間加工条件

Table 3 Hot forming condition of tested steels

Steel	Forming 1		Forming 2		Forming 3		Rolling ratio at α - γ region (%)
	Rolling ratio (%)	Temperature (°C)	Rolling ratio (%)	Temperature (°C)	Rolling ratio (%)	Temperature (°C)	
D1	17	1,050	42	870	—	—	0
D2	17	1,050	28	870	14	720	25
D3	17	1,050	8	870	33	720	44
D4	17	1,050	—	—	50	700	50
D5	33	1,050	—	—	38	700	38
D6	50	1,050	—	—	17	700	17

表4 基礎検討材の圧延条件

Table 4 Rolling condition of tested steels

Steel	Rolling 1		Rolling 2		Rolling 3	
	Thickness (mm)	Temperature (°C)	Thickness (mm)	Temperature (°C)	Thickness (mm)	Temperature (°C)
D7	200→130	1,050	130→65	850	65→25	680
D8	200→130	1,050	130→65	850	65→25	720

表5 供試材の化学成分

Table 5 Chemical composition of steels

Steel	C	Si	Mn	Mo	V	Nb	N	Pcm	Ceq
P1	0.10	0.30	1.40	0.00	0.05	0.025	0.0030	0.20	0.37
P21, P22	0.10	0.30	1.40	0.20	0.05	0.025	0.0060	0.21	0.42
P3	0.10	0.30	1.40	0.20	0.02	0.025	0.0060	0.21	0.42

表6 圧延条件

Table 6 Rolling condition

Steel	Reheating temperature (°C)	Rolling 1		Rolling 2		Rolling 3	
		Thickness (mm)	Temperature (°C)	Thickness (mm)	Temperature (°C)	Thickness (mm)	Temperature (°C)
P1, P21, P3	1,100	200 → 130	1,050	130 → 65	850	65 → 25	680
P22	1,150	200 → 130	1,050	130 → 65	850	65 → 25	680

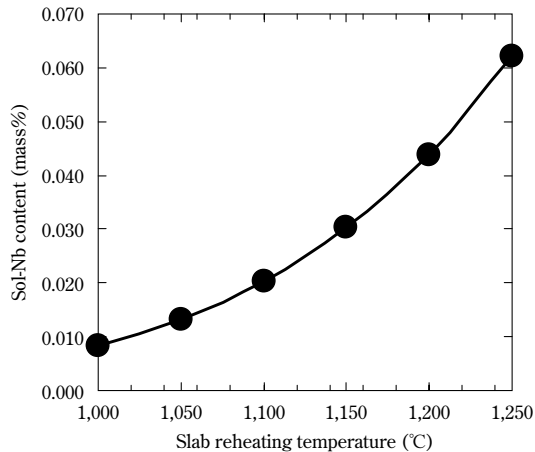


図3 スラブ加熱温度と計算固溶Nb量との関係

Fig. 3 Relationship between slab reheating temperature and calculated sol-Nb content

計算結果を図3に示す。この結果によると、加熱温度が上昇するにつれて固溶Nb量も増加し、1,100°Cでは未固溶Nbが残存するのに対して1,150°Cでは添加Nbが完全固溶するのが分かる。そこで、P21およびP22については加熱温度を変化させ、母材強度に及ぼす固溶Nb量の効果について検証した。

一方、VについてはVの窒化物(VN)が強化に有効であるという報告があり⁵⁾、その効果を検証した。供試材を150kg真空溶製し、表6の条件にて圧延を行った。

3. 結果および考察

3.1 固溶強化の効果検証

各供試材の圧延後の引張試験結果を表7に示す。また、Ceqと強度の関係を図4に示す。固溶強化元素のMnやCuを添加することによってCeqが高くなると、引張強度は向上したが、降伏強度は横ばいか、むしろ低下する傾向を示した。そこで、引張試験の応力—ひずみ曲線を観察したところ、明確に降伏挙動を示さないラウンド型の曲線となっていた。一般的に、このようなラウンドカーブが現れるのはベイナイト単相組織か、もしくは複相組織化した場合であると言われている¹⁾。供試材の成分系ではベイナイト単一組織とはならず、MA (Martensite—Austenite constituent) が生成した複相組織化していることからMA分率を計測した。その結果、炭素当量Ceqの増加とともにMA分率が上昇していることが分かった(図5)。Ceq増加によるMA分率の上昇が降伏強度の向上を妨げているものと推察される。

この現象については以下のように考えられる。MnおよびCuはフェライトへの固溶によって強化に寄与する。しかしながら、オーステナイト中にも濃縮すると考えた場合、オーステナイト相は硬質相であるMAへと変化しやすくなる。このため、組織は軟質なフェライトと硬いMAの複相組織となる。さらに、MAが変態する際に発生する体積変化によって軟質のフェライトが塑性変形を

表7 引張試験結果
Table 7 Tensile test result

Steel	YS (MPa)	TS (MPa)
S0	514	643
S1	529	710
S2	489	695
S3	521	737

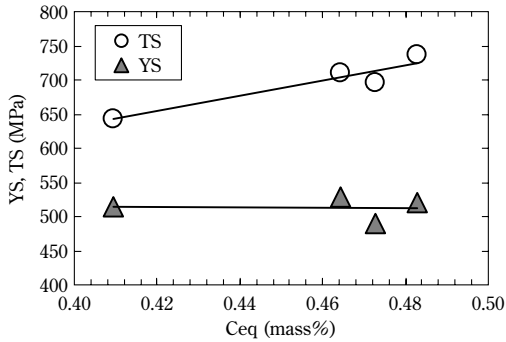


図4 供試材の炭素当量と強度の関係
Fig. 4 Relation between Ceq and tensile properties

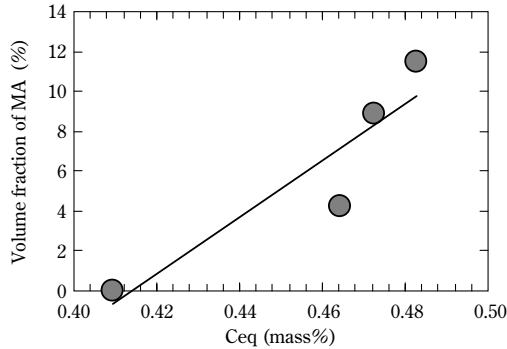


図5 供試材の炭素当量とMA分率の関係
Fig. 5 Relationship between Ceq and volume fraction of MA

起こし、MAの界面に可動転位が生じる¹⁾。この可動転位は小さな応力でも容易に運動するため、引張試験においては、可動転位によって降伏強度が低下するものと考えられる。

以上より、MA分率を上昇させる固溶強化元素の添加は引張強度向上には効果があるものの、降伏強度向上には効果がないことが分かった。

3.2 転位強化の効果検証

つぎに、 $\alpha + \gamma$ 二相温度域での圧延条件を変化させた実験を行った結果を以下に示す。

3.2.1 $\alpha + \gamma$ 二相温度域での適正圧下率

$\alpha + \gamma$ 二相温度域での圧下率を変化させ、強度に及ぼす二相温度域圧下率の影響を調査した。その結果を図6に示す。 $\alpha + \gamma$ 二相温度域において25%の圧下を加えると、二相温度域での圧下がない場合と比較して引張強度が200MPa程度向上している。この強度向上効果は圧下率25%でほぼ飽和し、それ以上の圧下を加えても強化に寄与しないことが分かる。

3.2.2 $\alpha + \gamma$ 二相温度域の圧延温度域の影響

$\alpha + \gamma$ 二相温度域において、圧延完了温度FRT (Finishing Rolling Temperature) を変化させて強度に対する影響を調査した。その結果を図7に示す。図中には、X線回折による転位密度測定結果も併記した。FRT

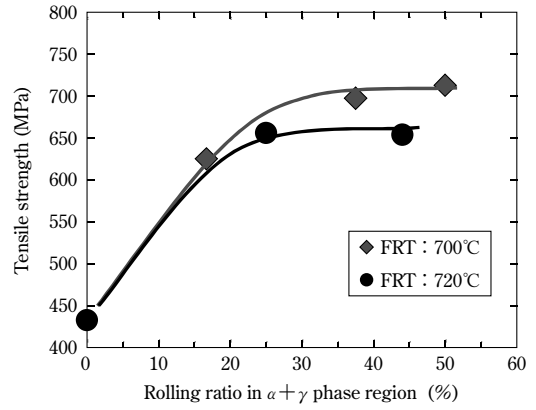


図6 強度に及ぼす $\alpha + \gamma$ 二相温度域での圧下率の影響
Fig. 6 Effect of rolling ratio in $\alpha + \gamma$ phase region on strength of steel

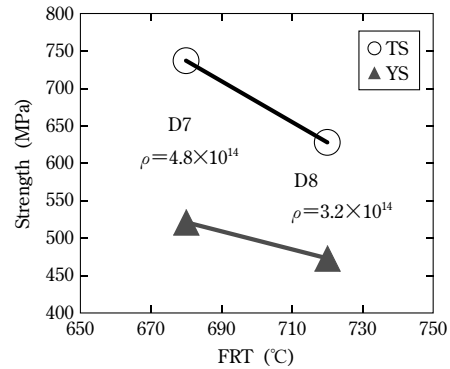


図7 強度に及ぼすFRTの影響
Fig. 7 Effect of FRT on strength of steel

表8 引張試験結果
Table 8 Tensile properties

Steel	YS (MPa)	TS (MPa)
S0	514	643
P1	517	626
P21	604	722
P3	530	656

を680°Cまで低下させることにより、引張強度および降伏強度はさらに向上している。転位密度は、FRTが低い方が高く、式(1)のBailey—Hirschの関係と一致することが確認できた。

以上より、引張強度および降伏強度の向上には、 $\alpha + \gamma$ 二相温度域での圧下率が25%程度、FRTは、680°C程度が望ましいと言える。

3.3 粒子分散強化の効果検証

化学成分を変化させて粒子分散強化の効果を検討した。引張試験結果を表8に示す。Mo, V, Nbを添加したP21の引張強度および降伏強度が最も高くなっており、狙いの強度レベルを満たしていることが分かる。

各供試材の抽出残渣(ざんさ)分析を行った結果を図8に示す。Mo, Vの析出量は元素添加量に応じて増加している。Mo₂CおよびVNの母材強度に対する影響は非常に大きく、これらの析出量増加に伴って母材強度が向上していると考えられる。また、P1鋼とP21鋼を比較すると、V添加量が同じでもN添加量によって析出量が異なっている。N添加量の増加とともにVの析出量が増加していることから、VをVNとして強度向上に活用する

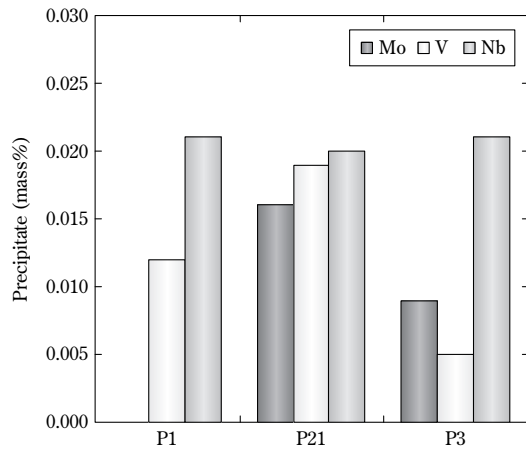


図8 供試材の析出物分析結果
Fig. 8 Analysis results on precipitation

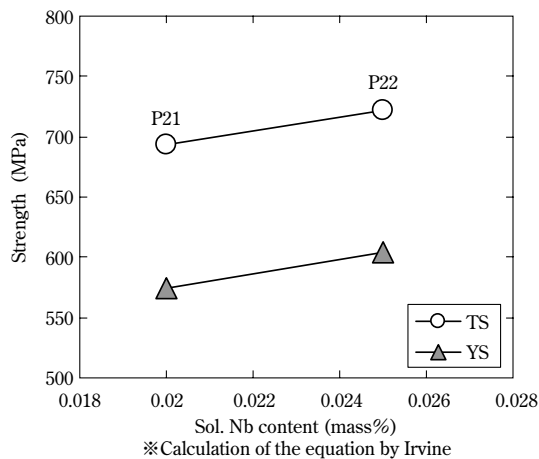


図9 強度におよぼす固溶Nb量の影響
Fig. 9 Effect of calculated sol-Nb content on strength of steel

にはVに対応する適切なNの添加が必要であるといえる。つぎに、固溶Nb量に及ぼす圧延時加熱温度の影響を検討した。その結果を図9に示す。加熱温度が1,100℃のP21に比べて1,150℃のP22は固溶Nb量が多く、引張強度および降伏強度が高くなっている。圧延時の加熱温度を1,150℃とすることによって高強度化することが分かる。これはIrvineの式から計算されるように、今回添加したNbを完全に固溶させるには1,150℃の加熱が必要であり、固溶したNbが圧延後の冷却中に微細に析出し、強度向上に寄与するためであると考えられる。

以上より、粒子分散強化を活用するためには、Mo、VおよびNbを添加することに加えて、VNの析出量を確保するため、Vに対応する適切なNを添加することが必要である。さらに、Nb析出物の強度向上効果を発揮させるためには、加熱段階で完全にNbを固溶させることが重要であるといえる。

4. 高強度鋼の試作検証

以上の検討結果に基づいて化学成分(表9)および製造条件(表10)を決定し、高強度鋼の試作を行った。試作材の機械的特性を表11に示す。目標どおりの強度特性が確保できていることを確認した。

表9 開発鋼の化学成分

Steel	C	Si	Mn	Mo	Others	Pcm	Ceq
Developed steel	0.10	0.35	1.40	0.20	Cu, Nb, Cr Ti, Nb, V	0.21	0.42

表10 開発鋼の製造条件

Reheating temp. (°C)	Finish rolling		Rolling ratio at $\alpha + \gamma$ (%)
	Thickness (mm)	Temp. (°C)	
1,150	25	680	25

表11 開発鋼の試作結果

Table 11 Tensile properties of developed steel

Developed steel	
Tensile properties	
YP (MPa)	TS (MPa)
602	732

むすび＝鋼板の高強度化を目的に、変態強化によらない強化手法として成分、および製造方法の双方から検討し、以下を明確にした。

- (1) 今回評価を行った固溶強化元素の添加は引張強度向上には有効である。しかしながら、降伏強度に対しては効果がなく、逆にMA生成によってフェライト相との界面に導入される可動転位が増加し、降伏強度は低下する。
- (2) $\alpha + \gamma$ 二相温度域での圧下率は、25%までは引張強度および降伏強度の増加に大きく寄与するが、それ以上の圧下では効果が飽和する。FRTを低温にすることによって転位密度が上昇し、Bailey—Hirschの関係のとおり降伏強度が向上する。
- (3) 粒子分散強化は Mo_2C とVNの効果が大きい。Nbの析出物を活用するためには、Nbの全固溶温度以上に加熱する必要がある。
- (4) 上記の検討結果を基に工場試作したところ、狙いどおりの特性が得られ、本強化手法の妥当性を検証できた。今後、本取組で得られた知見を活用することにより、様々な分野向けの高強度鋼板が実現できるものと期待される。

参考文献

- 1) 高木節雄：「降伏強度と組織」研究に関する最近の進歩、第191・192回西山記念技術講座(2007.6)、日本鉄鋼協会。
- 2) 日本金属学会：講座・現代の金属学 材料編 鉄鋼材料、1985。
- 3) 東田幸四郎：マイクロアロイング鋼の熱間加工時のマイクロアロイングの効果と諸問題、第104・105回西山記念技術講座(1985.5)、日本鉄鋼協会。
- 4) 森山 康：総論、日本溶接学会シンポジウム資料(1983.11)
- 5) 小指軍夫：制御圧延・制御冷却、地人書館、1997。