

UDC 621.771.23 : 669.14-41 : 621.771.016.2 : 621.78.08 : 669.14-175.2 :
669.112.227.3

論 文

制御圧延後の加速冷却の機械的性質に及ぼす影響

大内 千秋*・大北 智良*・山本 定弘*

The Effect of Interrupted Accelerated Cooling after Controlled Rolling on the Mechanical Properties of Steels

Chiaki OOUCHI, Tomoyoshi OOKITA, and Sadahiro YAMAMOTO

Synopsis:

The effects of accelerated cooling after controlled rolling (CR) on the mechanical properties were investigated for the various microalloyed steels. The controlled rolling conditions were the reheating temperature of 1100°C or 1200°C, the cumulative rolling reduction of 70% below 900°C, and the finishing rolling temperature of 800°C with the plate thickness of 20 mm. The interrupted accelerated cooling (IAC) was carried out in the temperature range from 780°C to 600°C, followed by air cooling, and the maximum cooling rate was 12 °C/s. The increase of cooling rate in IAC caused the microstructural changes such as the refinement of ferrite grain size, disappearance of pearlite banding, and formation of refined bainite in place of pearlite. The increment of strength due to IAC with cooling rate around 10 °C/s that gave rise to the very refined duplex structure of ferrite and bainite was 5 to 10 kg/mm², depending on the content of the microalloying elements such as Nb, V, or Ti. The Charpy transition temperature was improved by IAC under the reheating temperature of 1100°C, and the superior low temperature toughness such as the transition temperature below -100°C was attained with occurrence of very few separation on the fracture surface in Charpy impact test specimens. The optimum cooling conditions and the transformation behaviors in IAC were discussed. The increment of strength due to IAC was analyzed on the basis of the quantitative investigation of the transformed microstructure.

1. 緒 言

低合金鋼の強度と靱性を同時に向上させることができる制御圧延 (CR) は各種熱間加工プロセス全般にわたって広く適用されるようになってきた。特に厚板ミルでの CR は寒冷地向け大径ラインパイプ原板の主要な製造技術としてめざましい進歩を示してきた。厚板ミルでの CR 後の冷却は空冷ないしはシャワーを用いた弱冷却程度であり、得られる変態組織はフェライト+パーライト (F+P) を主体とするものである。CR で得られる強靱性をより向上させる方法として、著者らは厚板ミル後面に加速冷却設備の設置を想定して、CR 後の加速冷却の材質諸特性に及ぼす影響を系統的に検討してきた¹⁾²⁾。圧延後の加速冷却はホットストリップミル (熱延) のランアウトテーブル上での冷却として古くから研究され^{3)~6)}、活用されてきている。しかし、厚板ミルでの加速冷却は、熱延のようなコイルング過程がなく、板厚や板幅の範囲、圧延速度なども熱延とは異なり、その冷却法や加速冷却の材質に及ぼす影響も基本的に異なる面をもっている。

最近の CR 技術の発展は、 $\gamma+\alpha$ の二相域圧延により、より強靱化する技術が展開されているが、加速冷却による強靱化の機構はそれとは基本的に異なっている。すなわち、CR により実質的に微細化したオーステナイト (γ) 組織からの加速冷却では、その変態組織が F+P からより微細な F (フェライト)+B (ベイナイト) の二相混合組織になり、変態組織に基づく強化が主体となる。

本研究では、加速冷却法として、特定の温度領域のみを加速冷却しその後空冷する Interrupted Accelerated Cooling (IAC と略称する) 法⁷⁾⁸⁾ の適正冷却条件を材質特性の面から検討した。実験に際しては高張力ラインパイプ用の鋼種として Nb, V および Ti を含む鋼を用いて、IAC による強度、靱性の変化を CR 材と比較検討しつつ、その強靱化の機構の解明を目的に実施した。

2. 実験方法

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。鋼番 1~3 の鋼では IAC での冷却速度と機械的性質の関係を調べ、鋼番 4~11 の鋼では冷却速度が 8~12°C/s の特定冷却条件のもとでの Nb 量及び Ti 量の影響を CR 材と比較検

昭和 54 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 6 月 24 日受付 (Received June 24, 1980)

* 日本鋼管(株)技術研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K., 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

Table 1. Chemical compositions of steels used.

(wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	V	Ti	sol. Al	T. N
1	0.12	0.33	1.38	0.021	0.007	—	—	—	—	—	0.034	0.0046
2	0.14	0.27	1.33	0.009	0.006	—	—	0.024	0.033	—	0.025	0.0056
3	0.10	0.31	1.50	0.008	0.005	0.17	0.23	0.036	0.092	—	0.030	0.0043
4	0.09	0.22	1.48	0.013	0.007	—	—	—	—	—	0.016	0.0058
5	0.09	0.21	1.43	0.013	0.007	—	—	0.019	—	—	0.017	0.0063
6	0.09	0.22	1.42	0.014	0.008	—	—	0.038	—	—	0.015	0.0060
7	0.08	0.20	1.41	0.015	0.008	—	—	0.072	—	—	0.017	0.0055
8	0.09	0.22	1.38	0.014	0.007	—	—	0.112	—	—	0.017	0.0070
9	0.09	0.21	1.53	0.012	0.007	—	—	—	—	0.020	0.017	0.0058
10	0.10	0.27	1.52	0.013	0.007	—	—	—	—	0.046	0.018	0.0070
11	0.08	0.23	1.53	0.012	0.007	—	—	—	—	0.097	0.018	0.0072

討した. いずれの鋼も 150 kg 高周波溶解炉で溶製し, 鋼塊を 130 mm 厚さまで予備圧延し小鋼片に切断した. 制御圧延は加熱温度が 1200°C と 1100°C の 2 水準, 900°C 以下での累積圧下率が 70%, 圧延仕上がり温度が 800°C, の条件で行った. 仕上がり板厚は 20 mm であり, 圧延温度の制御やその後の加速冷却の冷却速度の測定などは, 鋼片板厚中心部に挿入した CA 熱電対による温度測定に基づいて行なった. 加速冷却は実験圧延機の後面に設置したミスト冷却設備により, その空気量と水量を制御し, 所定の冷却速度を得た. IAC の条件は, 圧延仕上がり後 780°C から 600°C の温度領域を最大 12°C/s までの冷却速度 (本温度範囲の平均冷却速度) で加速冷却し, その後常温まで空冷した. 各鋼種とも, 圧延仕上がり後空冷した CR 材と同一条件で圧延後加速冷却した IAC 材の両方を準備した. 引張試験片 (平行部 50 mm, 直径 9 mm の形状) と 2 mm V ノッチ シャルピー衝撃試験片はいずれも圧延直角方向, 板厚中心部から採取した. 光学顕微鏡による変態組織の定量化を線分法で行った. また一部の供試材について薄膜電顕観察を行なった.

3. 実験結果

3.1 冷却速度に伴う機械的性質の変化

Fig. 1 と Fig. 2 は Si-Mn 鋼および Nb-V 鋼での加速冷却の冷却速度に伴う強度と靱性の変化を示す. CR 材の降伏強さ (YS) は Nb, V 量の増加に伴って上昇しており, API 規格で X-60 (降伏強さ ≥ 45.7 kg/mm²) から X-70 (降伏強さ ≥ 49.2 kg/mm²) グレードの強度水準を示している. 冷却速度に伴う強度の変化量は鋼種で異なり, 特に Nb-V 鋼での引張強さ (TS) の上昇は Si-Mn 鋼に比較して大きい. これについては

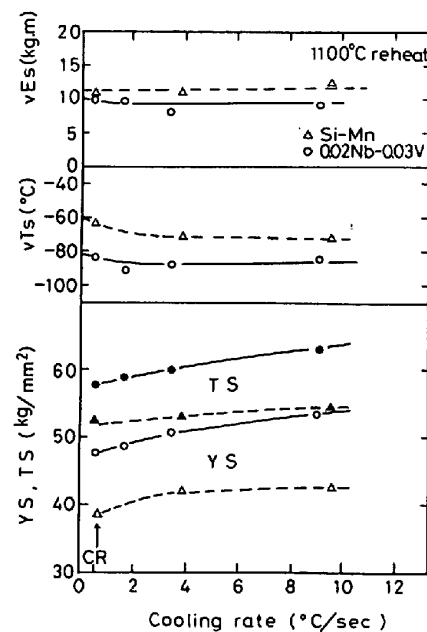


Fig. 1. The effect of cooling rate on the mechanical properties in Si-Mn and 0.02%Nb-0.03%V steel.

vEs : shelf energy, vTs : 50% fracture appearance transition temperature, CR : conventional controlled rolling.

後述するが, Nb や V 添加量の増大により焼入性が上昇することに基づいており, 高冷却速度側でのベイナイト生成量が増大することによる. Nb-V 鋼では 10°C/s 前後の冷却速度で CR 材に比較して 5~10 kg/mm² の強度増加が得られており, これは API 規格で 1~2 グレード高い強度水準に対応することがわかる. Fig. 2 では加熱温度の影響を併せて示したが, 高温加熱により CR 材, IAC 材とも強度は上昇するものの加熱温度による強度差は少ない.

一方, 靱性は鋼種や加熱温度により変化し, CR 材で

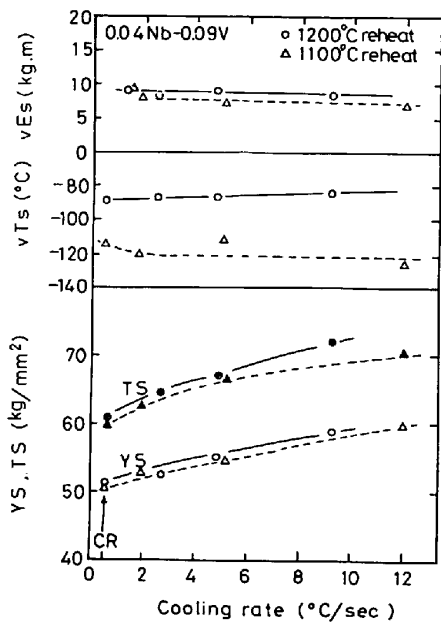


Fig. 2. The effect of cooling rate on the mechanical properties in 0.04%Nb-0.09%V steel.

は -60°C から -115°C の破面遷移温度 (vTs) となっている。冷却速度による vTs の変化は各鋼種とも 1100°C 加熱の場合には CR 材と同等ないしはやや向上する傾向を示している。IAC 材の vTs に対しては加熱温度が大きな影響を及ぼし、Fig. 2 に示されるように 1200°C 加熱では冷却速度の上昇によりやや劣化するが、 1100°C 加熱では向上している。このような加熱温度による vTs の変化の傾向の相違はいずれの鋼種にも共通して認められた。IAC 材の vTs を支配する他の主因子は未再結晶 γ 域での累積圧下率であり⁹⁾。基本的には CR 条件により IAC 材の靱性水準が制御される。CR 材では低温度でのシャルピー衝撃試験破面上に顕著なセパレーションが生じるが、これは圧延仕上がり温度の低下や $\gamma+\alpha$ 二相域圧延によりその発生頻度が増大する⁹⁾¹⁰⁾。IAC 材では vTs が -100°C 以下の高靱性の場合でもセパレーションの発生は極めて微少である。Photo. 1 には 1100°C 加熱の $0.04\%\text{Nb}-0.09\%\text{V}$ 鋼の -80°C でのシャルピー衝撃破面を示す。 700°C 仕上りの CR 材は二相域圧延材であり、IAC 材とほぼ同一強度であるが、顕著なセパレーションの発生がみられる。 800°C 仕上りの CR 材ではセパレーションはやや減少し、同一仕上がり温度の IAC 材ではさらにその発生頻度は減少している。セパレーション自体は圧延方向、圧延直角方向及びそれらの間の各方向の vTs の向上に一定の寄与をしているが、IAC 材では加熱、圧延条件と冷却条件の適正化により、セパレーションを著しく低減しつつ強靱化できる点が大きな特長である。Fig.

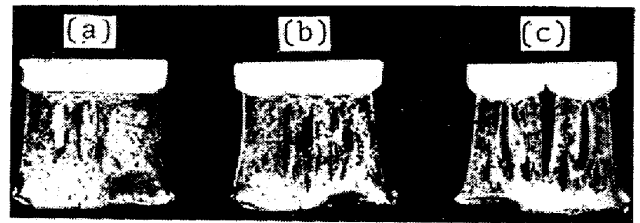


Photo. 1. The Charpy impact fracture appearances of 0.04% Nb-0.09% V steel broken at -80°C . (a) accelerated cooling, (b) conventional controlled rolling, (c) $\gamma+\alpha$ dual phase rolling. The finishing rolling temperatures are 800°C (a, b), and 700°C (c).

1, 2 に示すセルフエネルギー (vEs) の値は冷却速度の上昇に伴う高張力化のわりにはその低下量が少なく、これも二相域圧延による高張力化の場合の vEs の変化とは異なる点である。この相違は IAC が変態組織による強化であるのに対して、二相域圧延は加工フェライトによる強化が主体であることから生じると考えられる。F + P 鋼の延性はパーライト量 (C 量) の低減により向上するが、F + B 鋼の微細ベイナイトの延性はパーライトよりも優れていることも上記の結果に影響していると思われる⁹⁾。

3.2 Nb 量, Ti 量に伴う機械的性質の変化

Nb と Ti は圧延中の γ の静的再結晶を抑制すると同時に析出強化能を有する微量元素であり、制御圧延にもつとも適合する元素である。Fig. 3 と Fig. 4 には各々 Nb 量, Ti 量に伴う CR 材と IAC 材の機械的性質の変化を示す。加熱温度はいずれも 1100°C で、IAC 材の冷却速度は Nb 鋼が $7\sim 8^{\circ}\text{C}/\text{s}$, Ti 鋼が $10\sim 12^{\circ}\text{C}/\text{s}$ である。Fig. 3 の Nb 鋼では CR 材, IAC 材とも 0.04% の Nb 量まで急激な強度の上昇を示し、その後飽和する傾向を示している。CR 材と IAC 材の強度の差は Nb 量が 0.04% 以上では $5\sim 6\text{ kg}/\text{mm}^2$ である。Fig. 1 と同様に、Si-Mn 鋼の IAC 処理による強度上昇は相対的に少ない。以上の Nb 量に伴う強度変化及び CR 材と IAC 材の強度差は、加熱温度で固溶する Nb 量の変化、変態前の γ 組織の変化に基づく変態組織の微細化度や加速冷却によるベイナイト生成量などの変化、などに支配されていると考えられる。一方、靱性は Nb 量の増加に伴い向上し、 0.08% 以上で飽和する傾向を示している。IAC 材の vTs は各 Nb 量で CR 材に比べて向上している。高 Nb 化での vTs の向上は、初期 γ 粒径の微細化、粗圧延中の再結晶 γ 粒の粒成長抑制、 γ の再結晶温度の上昇による実質的な未再結晶 γ 域での累積圧下率の増大、などの結果として γ 組織が微細化することによる¹¹⁾。また IAC 材では各 Nb 量で CR

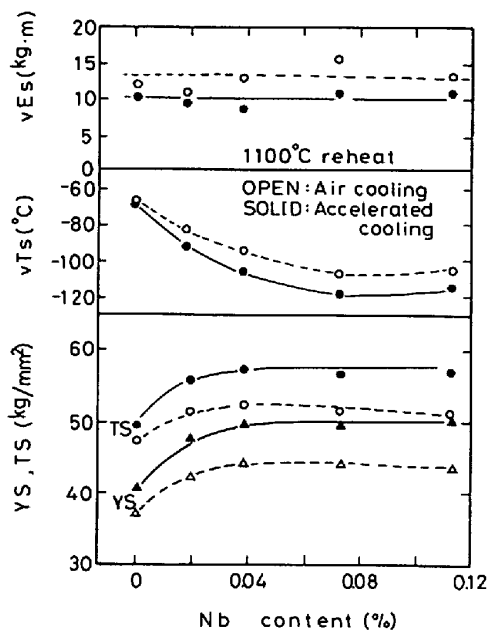


Fig. 3. The effect of Nb content on the mechanical properties.

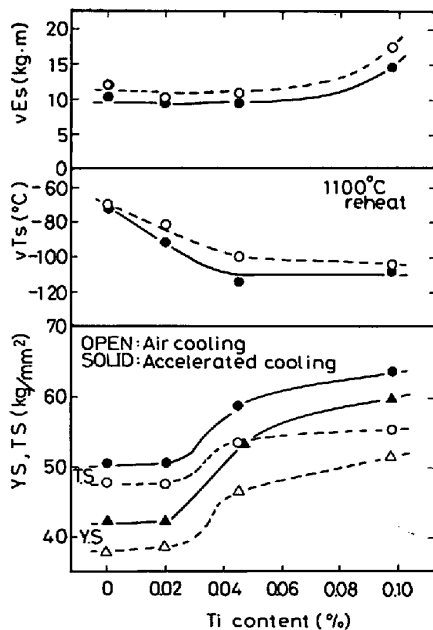


Fig. 4. The effect of Ti content on the mechanical properties.

材以上に変態組織が微細化するため、より高靱化する。1200°C加熱の場合のNb量に伴う vTs の変化は1100°C加熱の場合と同様であるが、1100°C加熱の場合と比べて vTs の値は30°C前後劣化している。

Fig. 4はTi量に伴う機械的性質の変化を示す。0.02%前後のTi量ではTiの全量が鋼中のNと結合し、凝固過程及び γ 高温域でTiNを形成する。TiNは加熱時には γ 中に固溶せず、そのためCR材、IAC材ともTiが0.02%前後までは強度変化は微少である。それ

以上のTi量を加えた時の強度変化はNb鋼と同様の傾向を示しているが、TiCの固溶-再析出が組織や強度の変化に参与している。CR材とIAC材の強度差はTi量が0.02%以下では2~3 kg/mm²、それ以上では5~9 kg/mm²である。一方 vTs はTi量に伴って向上し、0.05%以上で飽和する傾向を示している。同一Ti量ではIAC材の vTs がCR材よりも優れた値を示している。0.02%前後のTi量ではTiNが初期 γ 粒径を微細化すること及び粗圧延中の γ 粒成長抑制により、変態組織が均一かつ微細になり、 vTs が向上する²⁾¹²⁾。より高Ti量での靱性の向上は、Tiによる γ の静的再結晶抑制効果に基づいている。 vEs は高Ti量で向上するがTiによるMnSの形態制御効果によるものである。

3.3 CR材とIAC材の変態組織

Photo. 2にはSi-Mn鋼とNb-V鋼のCR材、IAC材の組織を示す。CR材に観察されるパーライトのバンド組織は4°C/sの冷却速度で完全に消滅し、フェライト粒はより微細化している。10°C/sの冷却速度ではNb-V鋼でパーライトはほぼ消滅し、微細なベイナイトが生成し、F+Bの二相混合組織となっている。しかしSi-Mn鋼ではベイナイトの生成量は少なく、パーライトが微細分散した組織を示している。Nb量やTi量に伴う組織変化は、各微量元素の添加量の増大に伴いフェライト粒は微細化し、またIAC材ではF+Bの二相組織が得られている。Photo. 3に示すように微量元素添加鋼での1200°C加熱の場合には、CR材ではフェライト粒の混粒組織を示し、またIAC材では平均フェライト粒径は微細化するものの、生成ベイナイトは1100°C加熱の場合よりも粗くなった。すなわちFig. 1からFig. 4に示したCR材とIAC材の vTs の変化は、平均フェライト粒径以外にフェライトの混粒度やベイナイトの粗さなどの影響を受けていると考えられる。Photo. 4はCR材とIAC材(0.11%Nb鋼)の薄膜電顕観察の一例を示す。CR材ではNb(CN)の列状析出が観察され、またIAC材では転位密度の高いベイナイトの下部組織がみられる。

4. 考 察

4.1 加速冷却の適正条件と γ - α 変態挙動

熱間圧延工程での熱処理としては古くから直接焼入れが研究されてきた^{13)~15)}。圧延後の加速冷却は、制御圧延と同様に高温加工熱処理の一種であるが、直接焼入れとは異なり基本的には焼もどし処理を施さないために非調質鋼の強靱化技術と考えることができる。厚板圧延での

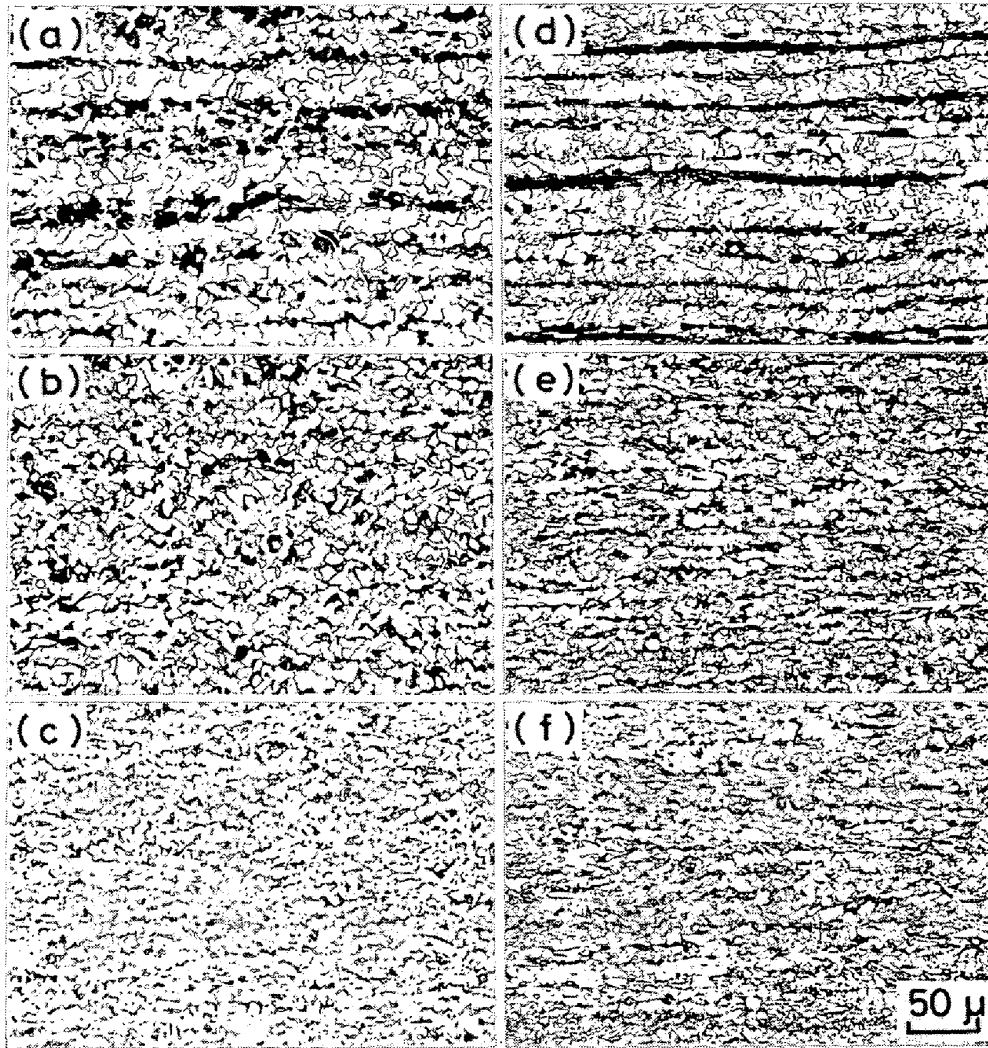


Photo. 2. The microstructural changes with cooling rate.
 (a-c) Si-Mn steel, (d-f) 0.02%Nb-0.03%V steel (a, d) conventional CR,
 (b, e) IAC, cooling rate 4°C/s (c, f) IAC, cooling rate 10°C/s

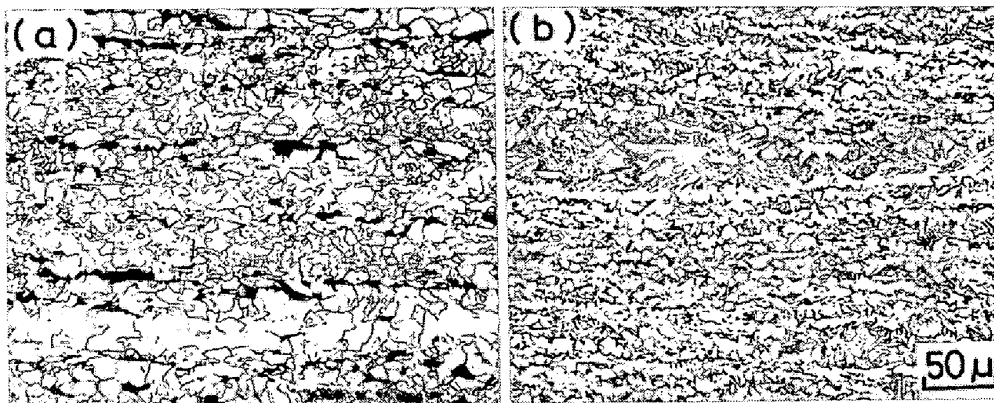


Photo. 3. The microstructure in (a) conventional controlled rolling and (b) accelerated cooling after controlled rolling. 0.04%Nb-0.09%V steel, reheating temperature 1200°C.

加速冷却の研究は比較的新しく、それには制御圧延途中の温度降下待ち時間短縮のための加速冷却と¹⁶⁾¹⁷⁾、圧延後の加速冷却⁵⁾⁷⁾⁸⁾¹⁸⁾、の研究がある。McCATCHERONら⁷⁾あるいは REPAS⁸⁾の研究は本研究と同様に、各種微量元

素添加鋼を用いての IAC の材質特性への影響を検討したものであるが、強化機構の解析は十分なされておらず、また得られる強靱性への効果もかならずしも一致していない。この主たる原因は加速冷却により得られる変

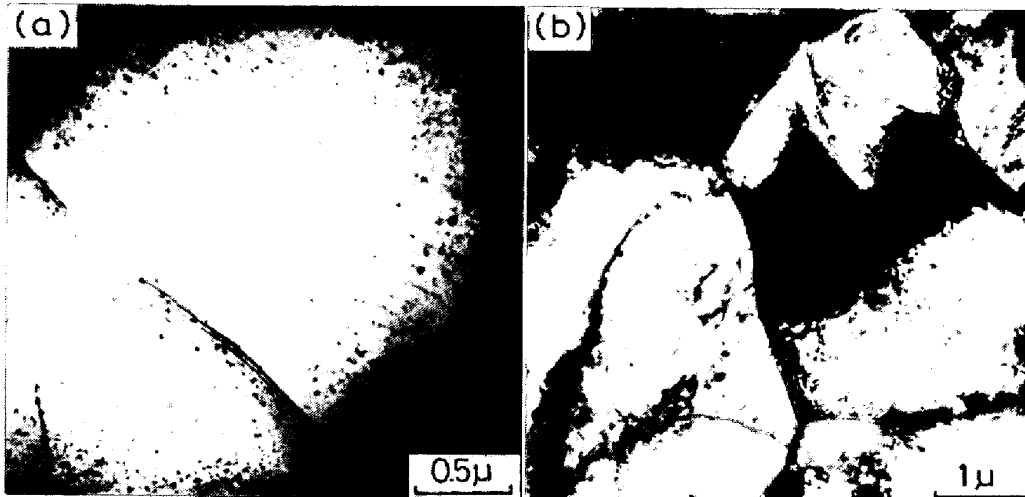


Photo. 4. Transmission electron micrographs of (a) conventional controlled rolled and (b) controlled rolled and accelerated cooled plate. 0.11%Nb steel.

態組織や機械的性質が、単に冷却条件だけではなく、加熱、圧延条件、すなわち変態前の γ 組織に強く依存して変化するためと考えられる。著者らは加熱温度や CR 条件、板厚を広範囲に変え、かつ加速冷却条件（冷却速度、冷却開始および停止温度など）の種々の組み合わせのもとで、得られる強靱性や組織の変化について系統的に検討してきた。本研究で採用した圧延条件と IAC 法はそれらの知見に基づくものであるが、本冷却条件は材質上の効果以外に、(イ)鋼板の歪み発生抑制、(ロ)水素性欠陥の発生抑制、(ハ)板厚方向を含めて鋼板内の機械的性質の均一性の維持、など工業的に最も重要な諸点についても極めて優れた結果が得られている。

IAC 処理材の板厚方向の硬度分布は、CR 材と同程度の硬度分布の変動を示しつつ、一定の硬度上昇を示した。板厚方向の硬度や組織変化は板厚各点での冷却速度の変化に基づいて生じる。計算機により二次元フーリエ伝熱方程式を差分化して解くことにより、板厚方向の各点の冷却曲線を求めた例を Fig. 5 に示す*。板厚 20mm 材の中心の平均冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ になるように熱伝達係数を与え、 780°C から 600°C まで加速冷却し、その後、空冷した時の冷却曲線である。板厚中心部が 600°C に達した時、表面下 1mm のところの温度は 500°C 前後であり、加速冷却停止後、数秒の間に急速に復熱し、板厚各点の温度は 550°C 前後に収束している。同図中には、同一加速冷却温度範囲で板厚中心の平均冷却速度を変化させた時の冷却停止時の板厚中心温度 ($T_{10\text{mm}}$) と、表面下 1mm の温度 ($T_{1\text{mm}}$) の差と冷却速度の関係をあわせて示した。冷却速度が $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上になると、この温度差は 150°C 以上に拡大していく傾向を示しているが、このような温度分布は結果的に板厚方向の

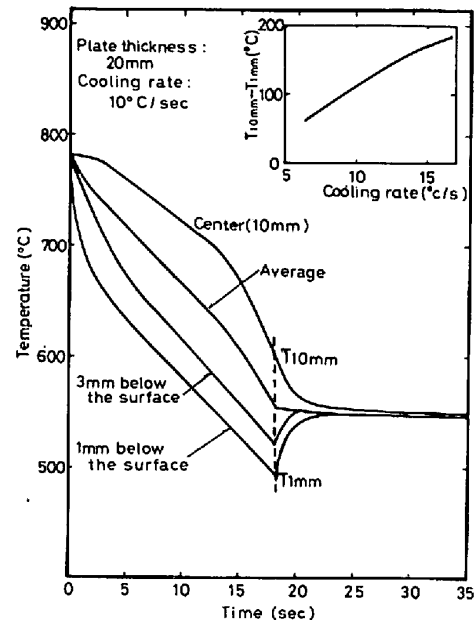


Fig. 5. The change of the temperature through the plate thickness with time in accelerated cooling.

硬度分布や諸特性の変動を生じる原因となる。

次に、IAC 法として $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で 600°C まで加速冷却し、その後空冷した場合の γ - α 変態挙動について考察する。本実験での供試鋼の化学成分および採用した CR 条件での空冷時の A_{r3} 点は、微量元素の添加の有無によらず 760°C 前後となる¹⁹⁾。 $4^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度では、Si-Mn 鋼ではパーライトバンドが消滅する一方、Nb 鋼ではベイナイトが生成し、F+B+P の混合組織となる。フェライトの微細化は変態開始温度の

* 本計算では変態に伴う潜熱発生は考慮されていないため厳密な精度をもつ冷却計算ではない。しかし板厚各点の温度分布や冷却曲線の相対的關係などは一般的な傾向を示していると考えられる。

低下と、変態過程での粒成長が加速冷却により抑制されるために生じると考えられる。さらに 10°C/s では、Si-Mn 鋼ではフェライト地にパーライトが微細分散した組織であり、一方 Nb 鋼では生成ベイナイト量が増大し F+B の二相組織となる。これらの緒結果から Si-Mn 鋼の CCT 曲線は、Fig. 6 に示すように Nb 鋼と比較して全体に短時間側に移行した形をとると考えられる。

著者らは先に CR 後の γ - α 変態挙動や Ar₃ 点の検討結果を報告したが¹⁹⁾、CR 後のフェライトの生成は未再結晶 γ 組織での伸展した γ 粒界と粒内の変形帯から始まること、さらに Nb 鋼では γ 低温域での圧延中に Nb (CN) の優先析出がこれら界面近傍で生じる可能性を述べた。この場合、未再結晶 γ 組織のマトリックスには Nb は Nb(CN) として顕著に歪み誘起析出することなく、変態前には固溶 Nb として存在しうることを推察したが、本研究での IAC での変態挙動はこのような可能性を裏付けている。すなわち Nb 鋼の IAC で得られる F+B の二相組織は、 γ 中に固溶した Nb が焼入性を向上させた (CCT 曲線を長時間側に移行させる) 結果であり、Si-Mn 鋼と Nb 鋼の IAC 材で得られる変態組織や強度の差の原因となつていていると考えられる。CR 材では γ 中に固溶した Nb の大部分は γ - α 変態過程で析出し、その析出形態として Photo. 4 に示した列状析出が挙げられてきた²⁰⁾。この Nb (CN) の析出物サイズは高温で析出するほど大きくなるが²⁰⁾、IAC 処理は析出物サイズを微細化したり、変態過程での析出自体を抑制する方向に働き、加速冷却停止後の空冷過程で、フェライト地や高転位密度のベイナイト地に微細析出する Nb(CN) の量を増大させると考えられる。

IAC 処理の冷却停止温度を 500°C 以下にしたり、常

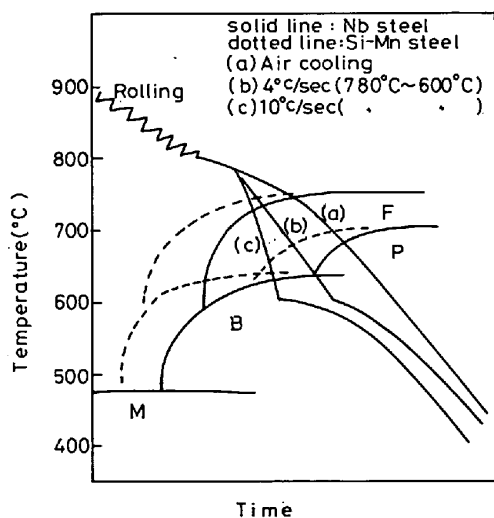


Fig. 6. The schematic illustration of CCT diagram after controlled rolling.

温までの加速冷却処理、あるいは IAC の冷却速度を 15°C/s 以上にまで上昇させる処理などは、いずれも生成ベイナイト量を著しく増加させ、強度増加は大きくなる反面、靱性の劣化を伴う結果になる。さらに本研究で採った IAC 処理条件では、前述の処理と異なり、冷却停止後の空冷過程で炭、窒化物の微細析出を生じたり、生成ベイナイトに軽い焼もどし効果を生じている（これらを self tempering と称する）と考えられる。すなわち IAC 処理での冷却停止温度や冷却速度は、生成ベイナイト量の適正化および self tempering 効果、の両面からその最適条件が決まることになる。以上の考察は 0.02% 以上の Ti 添加鋼についても同様に考えられるが、この場合には TiC の固溶再析出挙動が変態、析出挙動を支配することになる。

4.2 加速冷却による強化の解析

前述の考察から IAC 材の強化機構として、(イ)フェライト粒の微細化、(ロ)ベイナイトによる強化、(ハ)析出強化の増大、が含まれていることが推察される。すなわち CR 材に比較した時の IAC 材の強度の上昇 (ΔYS , ΔTS) は近似的に次式で示される。

$$\Delta YS = K_y (\Delta d^{-1/2}) + \Delta \sigma_{ppt} + \alpha \dots \dots \dots (1)$$

$$\Delta TS = K (\Delta d^{-1/2}) + \Delta \sigma'_{ppt} + K_B f_B + \beta \dots \dots (2)$$

ここで K_y , K は Petch の式の粒度依存性の係数、 d はフェライト粒径、 K_B は、ベイナイトの強化係数、 f_B はその体積率 (%), $\Delta \sigma_{ppt}$ および $\Delta \sigma'_{ppt}$ は加速冷却による析出強化の増大量、 α , β は補正項である。以下では Fig. 1~Fig. 4 の結果について変態組織の定量化を行い、それに基づいておのおの因子の強化への寄与を解析する。Fig. 7 は 1100°C 加熱の CR 材と IAC 材の冷却速度、Nb 量に伴うフェライト粒径とベイナイト量の変化を示す。冷却速度に伴う粒径の変化は、各鋼とも 4°C/s 以上で飽和する傾向を示す一方、ベイナイト量はこれ以上の冷却速度で増大している。Si-Mn 鋼のベイナイト量は 10°C/s でもわずかである。Nb 量に伴うおのおのの変化量も、0.04% 以上の Nb 量で飽和する傾向を示している。Fig. 7 に示される組織変化の傾向は、全体として冷却速度や Nb 量による強度の変化に対応している。

このような組織の定量化をもとに、供試鋼の中から数鋼種を選択し、10°C/s 前後の冷却速度の場合の IAC 材の強度上昇の解析を行った。Y.S. と T.S. の細粒化による強化の係数 (K_y , K) としては F+P 鋼での検討に基づいて求めた 1.9, 0.8 kg/mm^{3/2} の値をそれぞれ用いた。またベイナイトの強化係数 (K_B) は、Si-Mn 鋼を用いて最大 20°C/s までの冷却速度で加速冷却し、 f_B

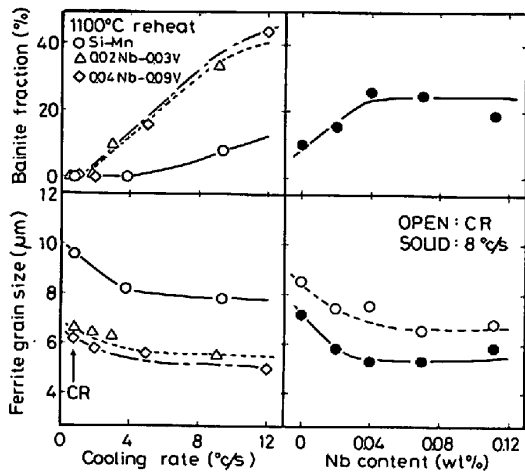


Fig. 7. The change of ferrite grain size and bainite volume fraction with cooling rate or Nb content.

を 0.3 前後まで変化させ、 $\Delta T.S.$ と f_B の関係 ($\Delta T.S. \propto K_B f_B$) から K_B の値を細粒化による強化について補正した上で求めたが、 0.15 kg/mm^2 の値が得られた。なお、この場合に Si-Mn 鋼を用いたのは析出強化を含ませないためである。これらの値を用いて (1), (2) 式より解析した結果を Table 2 に示す。Si-Mn 鋼での ΔYS は (1) 式の $K_Y (\Delta d^{-1/2})$ と α の項のみであり、 α は実測された ΔYS と $K_Y (\Delta d^{-1/2})$ の差から求めた。実測される ΔYS のうち細粒化による強化が占めるのは半分程度であり、この間の差 (α) は加速冷却によるフェライ

トの転位密度の増大や、微細分散したパーライトおよびベイナイトの降伏強度への寄与が考えられる。一方 Si-Mn 鋼の ΔTS は (2) 式の $\Delta \sigma_{ppt}$ が関与しないため、 ΔTS の計算値と実測値が一致して当然であり、 $\beta=0$ である。Nb, V, Ti などを含む鋼では、 α の値は Si-Mn 鋼から求めた値を採用した。従つてこれらの鋼では $\Delta \sigma_{ppt}$ の値を (1) の計算値と実測値の差として求めた。析出強化は Y.S. と T.S. に対しての寄与が異なるため、降伏点の解析から求めた $\Delta \sigma_{ppt}$ はそのまま ΔTS の $\Delta \sigma'_{ppt}$ の値として採りえない。従つて ΔTS の実測値と計算値 ($K(\Delta d^{-1/2}) + K_B f_B$) の差は $\beta + \Delta \sigma'_{ppt}$ として求めた。本表の結果から ΔYS に対しては細粒化による強化と析出強化の増大が同程度に寄与しているのがわかるが、微量元素の添加量が多くなると、 $\Delta \sigma_{ppt}$ の増大による ΔYS の上昇が大きくなっている。この原因として ΔYS に対するベイナイトの直接的寄与を無視したことによる $\Delta \sigma_{ppt}$ の過大評価と、結果的に f_B と $\Delta \sigma_{ppt}$ が比例的に増大していることから、ベイナイトへの微細炭、窒化物の析出量の増大による $\Delta \sigma_{ppt}$ の増大、の両者が考えられる。一方、微量元素添加鋼の ΔTS に関しては、ベイナイトによる強化がその 6~7 割を占めており、細粒化による強化や析出強化の増大の ΔTS への寄与は相対的に小さい。

以上の解析から、CR 後の IAC 処理による強化は微量元素添加鋼で顕著になり、それが微量元素の焼入性向

Table 2. The analysis of increment of strength due to accelerated cooling.

Steel	Cooling rate (°C/s)	C. R. d_α (μm)	Accelerated Cooling d_α (μm)	f_B (%)	Measured Value (kg/mm ²)	$K(\Delta d^{-1/2})$ (kg/mm ²)	$K_B f_B$ (kg/mm ²)	α (kg/mm ²)	$\Delta \sigma_{ppt}$ (kg/mm ²)	$\beta + \Delta \sigma'_{ppt}$ (kg/mm ²)
4 Si-Mn	9.7	8.5	7.2	7	ΔYS	3.4	1.8	—	1.6	0
					ΔTS	1.9	0.8	1.1	—	—
7 0.07Nb	7.6	6.5	5.3	25	ΔYS	5.6	2.5	—	1.6	1.5
					ΔTS	5.1	1.1	3.8	—	—
10 0.046Ti	12.0	5.7	4.8	23	ΔYS	6.4	2.3	—	1.6	2.5
					ΔTS	5.3	1.0	3.5	—	—
2 0.02Nb-0.03V	9.4	6.6	5.5	34	ΔYS	5.8	2.2	—	1.6	2.0
					ΔTS	6.6	1.0	5.1	—	—
3 0.04Nb-0.09V	12.0	6.1	5.0	44	ΔYS	9.5	2.5	—	1.6	5.4
					ΔTS	10.7	1.1	6.6	—	—

note : d_α ferrite grain size ; f_B volume fraction of Bainite ; K, K_B grain size and Bainite coefficient, respectively ; $\Delta \sigma_{ppt}, \Delta \sigma'_{ppt}$ increments of YS and TS due to precipitation hardening, respectively ; α, β supplementary terms in YS and TS equations, respectively.

上作用による生成ベイナイト量の増大と、CR 材以上に析出強化が有効活用されることに基づいている事が理解される。UOE 成形による大径ラインパイプの製造では成形過程での Baushinger 効果のため、厚板原板の強度としては Y.S. よりも T.S. を上昇させることが実際上は重要になつている。この意味でも T.S. の上昇に有効な F+B の二相鋼が得られる IAC 法は、強化手法として合理的といえる。

4.3 IAC 材の靱性とセパレーションの低減

IAC 材ではフェライト粒の一層の微細化のため、高張力化にもかかわらず高靱性が維持されることが明らかになつた。同時に強靱性の向上の上で、生成ベイナイトを微細分散させることが重要であり、この点については加熱温度が強い影響を及ぼすことがわかつた。Photo. 3 に示したように、1200°C 加熱の CR 材では混粒組織が、また IAC 材では粗いベイナイトの生成が観察されたが、これらは変態前の γ 組織の不均一性に基つて生じる。Photo. 5 は 0.04%Nb 鋼を 1200°C と 1100°C に加熱後、900°C 以下で 60% の圧下率で圧延し直接焼入れした時の γ 組織を示す。1100°C 加熱では均一な未再結晶 γ 組織であるが、1200°C では不均一組織となつている。Nb 鋼などでは加熱温度が高くなり初期 γ 粒径が粗大化すると、 γ の静的再結晶の進行が遅れ、粗圧延中の各パス間時間内では γ 粒の静的再結晶が完全には終了せず部分再結晶を繰り返すことになる。その結果として、粗圧延終了時の γ 組織は混粒となり、その後の γ 低温域圧延ではそのまま圧延方向に伸展するために Photo. 5 (b) のような γ 組織となる。不均一 γ 組織からの変態では、フェライトの混粒組織や粗いベイナイトが生成することになる。

著者らは CR 材の変態点 (A_{r3} 点) やフェライト粒の微細化度が、フェライトの核生成速度 (\dot{N}) と単位体

積当たりの γ の核生成サイトの有効界面面積 (S_v) の積 $\dot{N} \cdot S_v$ に対応して変化することを示してきた¹¹⁾¹⁹⁾。加速冷却では同一 S_v 値 (同じ CR 条件) で、CR 材に比べて変態点が低下することにより \dot{N} が増大し、また冷却過程でのフェライト粒の成長も抑制されるため、CR 材以上に微細なフェライト粒が得られる。一方、生成ベイナイトの微細化度は S_v 値と γ 組織の均一性の影響をうける。 S_v 値は未再結晶 γ 域圧延に入る直前の γ 粒径 (d) と未再結晶 γ 域での累積圧下率 (ϵ) の関数であり、粗いベイナイトの生成の抑制には d が均一かつ微細であることが必要となる。 ϵ の増大は γ 粒の伸展度と変形帯密度を増加させ、変態過程でこれら界面からフェライトが生成することにより、未変態 γ 部分がより細分化されるため生成ベイナイトが微細化することになる。IAC 処理で生成する微細ベイナイトの硬さを微小硬度計で測定したが、フェライト地の硬さの 1.3~1.5 倍であり、IAC 処理の空冷過程でベイナイトが self tempering をうけていることが推察される。冷却速度を 15°C/s に増加させたり、冷却停止温度を 500°C 以下にすると、 γ 粒界や変形帯周辺のみでフェライトの生成が起り、ベイナイトが微細分散せず粗いベイナイトの体積率のみが大幅に増大する結果となり、靱性の低下が生じる。

IAC 材では、CR 材に特に顕著に生じるセパレーションが著しく低減することがわかつた。セパレーションの発生原因には集合組織の発達他に、パーライトのバンド組織、圧延方向に伸びた MnS 介在物、フェライトの混粒組織などが挙げられてきた⁹⁾¹⁰⁾。これらの因子はいずれも板厚方向の靱性を劣化させ、圧延方向・圧延直角方向およびそれらの間の各方向の靱性との相対的な差が拡大するにつれてセパレーションの発生頻度は増大することになる²⁾²¹⁾²²⁾。Photo. 1 に示した CR 材と IAC 材のセパレーション発生頻度の大きな差は圧延仕上がり

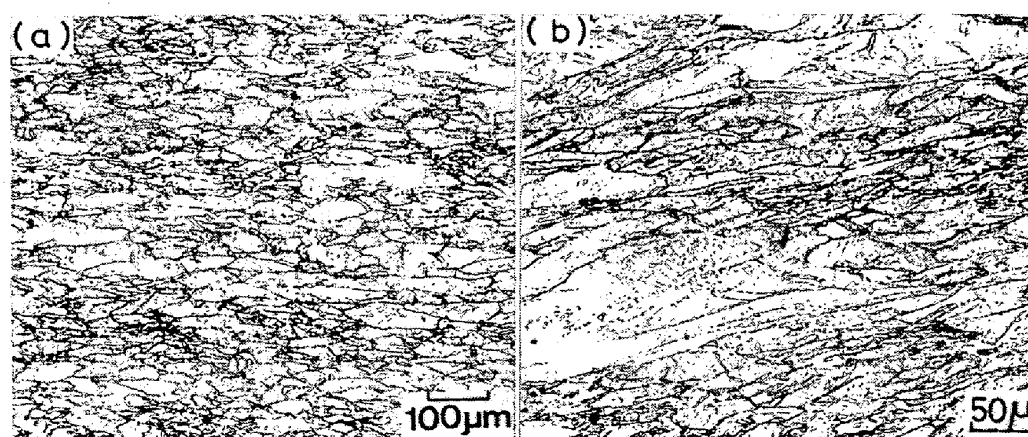


Photo. 5. The austenitic microstructure due to controlled rolling. The reheating temperatures are (a) 1100°C and (b) 1200°C.

温度の相違による。しかし高温仕上りの CR 材でも、未再結晶 γ 域での累積圧下率が十分高く、靱性水準が高い ($vT_s \leq -100^\circ\text{C}$) 場合には一定量のセパレーションが発生する (Photo. 1-b)。これに対して同一仕上りの IAC 処理材では、セパレーションは一層低減する。IAC 材の集合組織は同一圧延条件の CR 材のそれと大きな差がないことから²³⁾。IAC 材でのセパレーションの低減は上記の因子の中の組織因子が関与していると考えられる(これらについては別途報告予定である²³⁾)。パーライトのバンド組織が消滅し、F+B の二相組織が得られる IAC 処理は、セパレーションを低減しつつ高靱性と高張力が得られることから、高張力ラインパイプ用厚板原板の製造方法として合理的な技術と考えられる。

5. ま と め

各種微量元素添加鋼を用いて、CR 後の Interrupted Accelerated Cooling (IAC, 780°C から 600°C の温度領域を加速冷却し、その後空冷する) の機械的性質への影響を CR 材と比較検討し以下の諸結果が得られた。

(1) IAC の冷却速度が $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 前後での Nb, V, Ti 添加鋼では、同一圧延条件の CR 材に比較して 5~10 kg/mm² の強度上昇が得られる。強度の上昇量は Si-Mn 鋼は相対的に小さく、微量元素の添加量が多い程大きくなる。

(2) IAC 材の vT_s は基本的に鋼種と CR 条件に支配され、特に低温加熱では CR 材と同等以上の靱性が得られる。IAC 材では vT_s が -100°C 以下の場合でもセパレーションの発生が極めて少ない。

(3) $12^\circ\text{C}/\text{s}$ までの冷却速度に伴う組織変化は、フェライトの細粒化、パーライトバンド組織の消滅とその微細分散、パーライトの消失とベイナイトの生成、の順で生じ、微量元素添加鋼では $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 前後の冷却速度で F+B の二相混合組織となる。

(4) IAC による強化には、(イ)フェライト粒の微細化、(ロ)析出強化量の増大、(ハ)ベイナイト強化、の因子が含まれ、高降伏点化には (イ)(ロ)が、引張強さの上昇には(ハ)が主要な支配因子である。Nb, V, Ti などの微量元素は焼入性を向上させ、特定冷却速度での生成ベイナイト量を増大させる。

(5) IAC により強靱化するにはフェライトの微細化と同時に、生成ベイナイトを微細分散させることが重要であり、これは加熱温度や CR 条件を適正にして変態前の γ 組織を均一微細化することにより達成される。

終わりに本研究の発表を許可いただいた技術研究所

鈴木駿一所長に深く感謝致します。

文 献

- 1) 大北智良, 大内千秋, 小指軍夫: 鉄と鋼, 63 (1977), S798
- 2) C. OUCHI, J. TANAKA, I. KOZASU, and K. TSUKADA: Optimization of Processing, Properties, and Service Performance through Microstructural Control, ASTM, STP 672, (1979), p. 105
- 3) N. JENSELDT: *Jerkont Ann.*, 145 (1965), p. 505
- 4) A. E. ZAKHAROV, B. P. ZUEV, D. A. STOROHENKO, A. F. TODUROV, and A. A. AZARKEVICH: *Steel in the USSR*, (1971), p. 638
- 5) J. D. GROZIER: *Proceedings of Microalloying 75*, Union Carbide, N. Y., (1977), p. 241
- 6) M. FUKUDA, T. HASHIMOTO, and K. KUNISHIGE: (5) と同じ, p. 136
- 7) D. B. McCUTCHEON, T. W. TRUMPER, and J. D. EMBURY: *Revue de Metallurgie*, 73 (1976), p. 143
- 8) P. E. REPAS: 第 105 AIME Meeting での発表論文, Las Vegas, (1976)
- 9) G. R. SPEICH and D. S. DABKOWSKI: *The Hot Deformation of Austenite*, ed. by J. B. BALLANCE, AIME, New York, (1976), p. 557
- 10) T. TANAKA, N. TABATA, T. HATOMURA, and C. SHIGA: 文献 5) p. 107
- 11) I. KOZASU, C. OUCHI, T. SAMPEI, and T. OOKITA: 文献 5) p. 120
- 12) C. OUCHI, T. SAMPEI, T. OOKITA, and I. KOZASU: 文献 9) p. 316
- 13) J. J. IRANI, D. BURTON, and F. KEYWORTH: *JISI*, (1966), p. 702
- 14) J. J. IRANI and G. TITHER: *Strong tough structural steel*, The Iron and Steel Inst., London, (1967), p. 135
- 15) C. PARRINI, N. PIZZIMENTI, and A. POZZI: 文献 5) p. 288
- 16) D. M. FEGREDS: *Metals Technology*, (1977), p. 417
- 17) G. TITHER and J. W. MORROW: *Metals Engineering Quarterly*, (1975), p. 42
- 18) 福田 実, 橋本 保: 鉄と鋼, 59 (1973), S142
- 19) 大内千秋, 三瓶哲也, 小指軍夫: 鉄と鋼, 67 (1981) 1, p. 143
- 20) J. M. GRAY and R. B. YEO: *Trans. ASM Quart.*, 61 (1968), p. 255
- 21) 三好栄次, 福田 実, 東 勝也: 鉄と鋼, 60 (1974), S216
- 22) 大内千秋, 大北智良, 三瓶哲也, 小指軍夫: 鉄と鋼, 63 (1977), A53
- 23) 大内千秋, 山本定弘: 未発表データ