

© 1983 ISIJ

論 文

ラインパイプ用ベイナイト熱延高張力鋼板の 強度と靱性におよぼす熱延条件の影響

自在丸 二郎*・白 沢 秀 則*²

The Effects of Hot Rolling Conditions on Strength and Toughness of Bainitic Hot Rolled High Strength Steel Strip for Line Pipe

Jiro JIZAIMARU and Hidenori SHIRASAWA

Synopsis :

Effects of controlled rolling conditions on strength and toughness of Mn-Mo-Nb steels were compared between their structure of ferrite-pearlite and of bainite. The change in strength and toughness with the rolling conditions between slab reheating and finish rolling was nearly the same with each other. The bainite steel showed superior strength and toughness to the ferrite-pearlite steel. Toughness of the bainite steel decreased with increase in bainite area fraction resulted from the variation of controlled rolling conditions.

The investigation was also extended to the effects of cooling rate and coiling temperature, as cooling parameters after controlled rolling, on strength and toughness of Mn-Mo-Nb bainite steels different in carbon and molybdenum contents. Both strength and toughness of these steels were improved by increasing cooling rate and lowering coiling temperature, although these conditions resulted in the increase in bainite area fraction. These mutually contradictory effects of bainite area fraction on toughness of bainite steel were attributed to the difference in appearance of bainite and size of the coexisting polygonal ferrite.

The remarkable increase in toughness caused by the accelerated cooling rate after finish rolling corresponded well to the increase in area fraction of the extra fine (1-2 μ) polygonal ferrite which nucleated on the deformation band of unrecrystallized austenite and remained small during cooling.

1. 緒 言

ラインパイプ用ベイナイト鋼（アシキュラーフェライト鋼）は、フェライト・パーライト鋼にくらべて靱性、溶接性を損なわずに、より高強度を得るに適した材料であるといわれている^{1)~3)}。ベイナイト鋼とフェライト・パーライト鋼の強度、靱性の比較研究は厚板に関するものが多く、しかも化学成分が異なる鋼をもちいた場合が多い^{4)~7)}。すなわち、同一化学成分で制御圧延条件を変化させることによりミクロ組織のみを変化させた熱延鋼板における比較研究はきわめて少ないと考えられる。さらに、ベイナイト熱延高張力鋼板の靱性向上にとつてもつとも望ましいミクロ組織と制御圧延条件の明確化は重要な課題であるが、そのような研究結果は従来あまり報告されていない。このような観点から、高強度、高靱性が要求されるラインパイプ用ベイナイト熱延高張力鋼板の強度、靱性におよぼす熱延条件と仕上げ圧延後の冷却条件の影響ならびに同一化学成分のベイナイト鋼とフェライト・パーライト鋼の強度、靱性を比較した。

2. 供試鋼と実験方法

2.1 制御圧延条件に関する実験

2.1.1 供試鋼と制御圧延条件

LD 転炉溶製による 0.05% C-0.04% Si-1.65% Mn-0.21% Mo-0.038% Nb-0.0048% N 系鋼のスラブから多数の実験用素材を採取した。各素材の制御圧延要因としては、(1)スラブ加熱温度、(2)オーステナイトの再結晶域(本研究ではスラブ加熱温度を 1150°C 一定とした場合、圧下率 40% では圧下温度 950°C 以上ですべてオーステナイトが再結晶し、圧下温度 1000°C では圧下率 20% 以上ですべて再結晶していたので 950°C 以上を便宜上オーステナイト再結晶域と定義した) および未再結晶域での圧下温度と圧下率を選出し、実験室で熱間圧延条件を Table 1 に示すごとく変化させて最終厚さ約 9 mm の鋼板とした。制御圧延条件は Table 1 の点線で示した条件を基本条件とし、常に 1 つの条件のみを単独に変化させた。同一条件での熱延を 2 回おこなった。

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 12 月 28 日受付 (Received Dec. 28, 1981)

* (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 工博 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 1 Kanazawa-cho Kakogawa 675-01)

*2 (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Variation of hot rolling conditions.

Slab reheating Temperature (°C)	Rolling at temperatures above 950 °C		Rolling at temperatures below 950 °C	
	Temperature (°C)	Reduction (%)	Temperature (°C)	Reduction (%)
				0
	1100	0		25
1200	1050	20	850	45
1150	1000	40	800	60
1100	950	50	750	70
1050			700	

Note: Always one rolling condition was changed from the basic rolling condition shown by a dotted line.

2.1.2 組織の変化

仕上げ圧延後の鋼板は実生産コイルの巻き取り条件をシミュレートするため、ただちに 500°C および 600°C に保持したソルトバス中に浸漬し、変態の終了をまつて空冷した。常温まで冷却した鋼板を各変態処理温度に再加熱し、3 h 保持後炉冷することによって実生産でのコイル冷却をシミュレートした。変態処理温度は予備実験結果からベイナイト組織が得られる 500°C およびフェライト・パーライト組織が得られる 600°C を採用した。

2.2 仕上げ圧延後の冷却条件に関する実験

LD 転炉溶製による 0.05% C-0.12% Si-1.56% Mn-0.28% Mo-0.044% Nb 系鋼 (Steel 1) および 0.09% C-0.26% Si-1.60% Mn-0.11% Mo-0.043% Nb 系鋼 (Steel 2) のスラブから多数の実験用素材を採取した。実験はすべて実験室規模でおこなった。まず実験用素材を 1150°C に加熱し、1000°C で 50% の圧下後 800°C で 64% 圧下して 5 mm 厚の鋼板とした。仕上げ圧延後の鋼板は石綿被覆による 1°C/s からシャワー冷却による 20°C/s までの範囲の冷却速度で実生産での巻き取り温度 560°C から 620°C の範囲の温度まで制御冷却をおこなった。その後 560°C から 620°C の範囲の各温度に保持したソルトバスにただちに浸漬し、変態の終了をまつて空冷した。その後のコイル冷却シミュレーション条件は 2.1.2 項におけると同様である。なお、ソルトバスでの保持温度は予備実験結果から決定したものであり、供試鋼のベイナイトと共存するポリゴナルフェライト組織が制御圧延後の冷却速度によって大きく変化する温度とした。

2.3 材質調査

熱延条件を変化させた約 9 mm 厚の鋼板および制御圧延後の冷却条件を変化させた 6 mm 厚の鋼板の圧延方向に直角な方向から、それぞれ 6 mmφ, 4 mmφ 引張試験片および 6.7 mm 厚, 4 mm 厚 2V シャルピー衝撃試験片を採取して試験に供した。引張試験はインストロン

型引張試験機をもちいて 20 mm/min の引張速度でおこなった。降伏点が明瞭に現れる鋼では下降伏点を、それ以外の鋼では 0.2% 耐力を降伏強度とした。光学顕微鏡による変態組織の定量化はポリゴナルフェライト粒径を線分法(一部画像解析装置使用)により測定し、ベイナイト面積率(ベイナイト鋼でのポリゴナルフェライト以外の組織の面積率)を格子法によつて測定した。

3. 実験結果

3.1 ベイナイト鋼およびフェライト・パーライト鋼の強度と靱性におよぼす制御圧延条件の影響

3.1.1 スラブ加熱温度の影響

スラブ加熱温度が鋼の降伏強度、引張強さおよび 2V シャルピー破面遷移温度におよぼす影響を変態処理温度別に Fig. 1 に示す。500°C 変態処理材ではベイナイト面積率の変化も併示した。いずれの変態処理温度においてもスラブ加熱温度の低下につれて降伏強度および引張強さは低下しており、2V シャルピー破面遷移温度が低温側に移行している。500°C 変態処理材はいずれのスラブ加熱温度においても 600°C 変態処理材よりも降伏強度および引張強さが高く、2V シャルピー破面遷移温度が低い。また 500°C 変態処理材ではスラブ加熱温度が

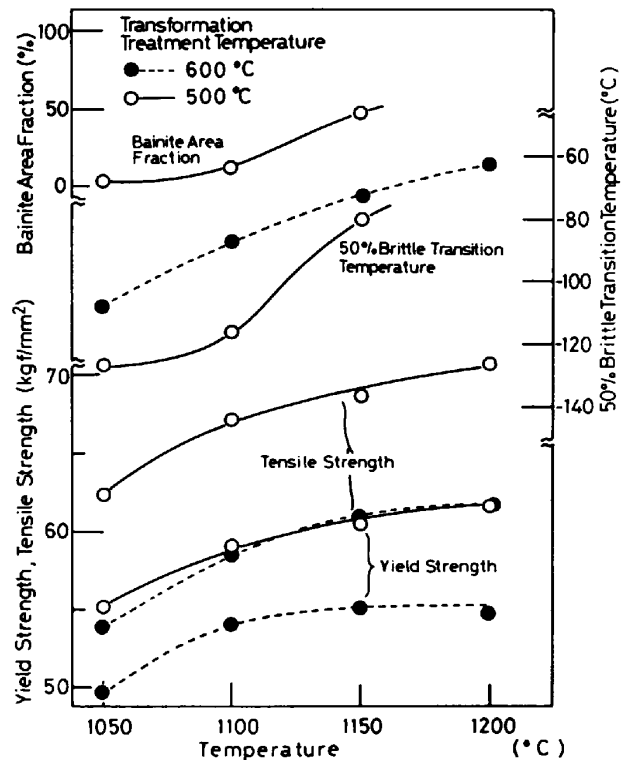


Fig. 1. Effects of slab reheating temperature on strength, toughness and bainite area fraction in the controlled rolled and simulated coiled steel. (0.05% C-0.04% Si-1.65% Mn-0.21% Mo-0.038% Nb-0.0048% N)

低下するとベイナイト面積率が減少しており、マイクロ組織はいずれの変態処理鋼もスラブ加熱温度が低くなるほど微細になつていた。

3.1.2 オーステナイト再結晶域での圧下温度と圧下率の影響

950°~1100°C の範囲の各温度で 40% 一定の圧下を加えて圧延した鋼板の降伏強度、引張強さおよび 2 V シャルピー破面遷移温度におよぼす圧下温度の影響を変態処理温度別に Fig. 2 に示す。いずれの変態処理温度においても、圧下温度が変化しても降伏強度および引張強さはほとんど変化せず、また 2 V シャルピー破面遷移温度も圧下温度 1100°C でやや高くなる以外は圧下温度にともなう変化は小さい。500°C 変態処理材は 600°C 変態処理材より降伏強度、引張強さが高く、2 V シャルピー破面遷移温度が低い。いずれの変態処理温度においても圧下温度 1100°C で 2 V シャルピー破面遷移温度がやや高くなっているのは、その温度で圧下した鋼の再結晶オーステナイト粒が他の温度で圧下した鋼のそれよりも粗大であつたことと対応していた。

1000°C で種々の圧下率を付与して圧延した鋼の降伏強度、引張強さおよび 2 V シャルピー破面遷移温度におよぼす圧下率の影響を変態処理温度別に Fig. 3 に示

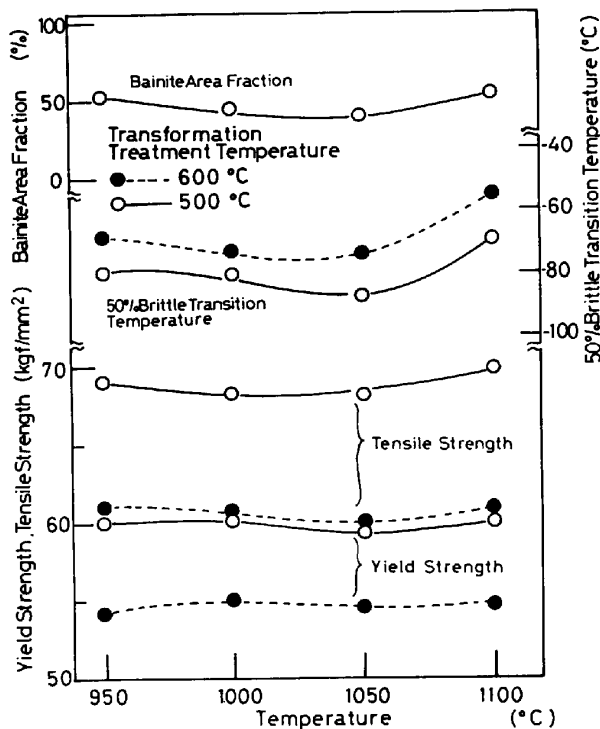


Fig. 2. Effects of hot rolling temperature above 950°C on strength, toughness and bainite area fraction in the controlled rolled and simulated coiled steel.

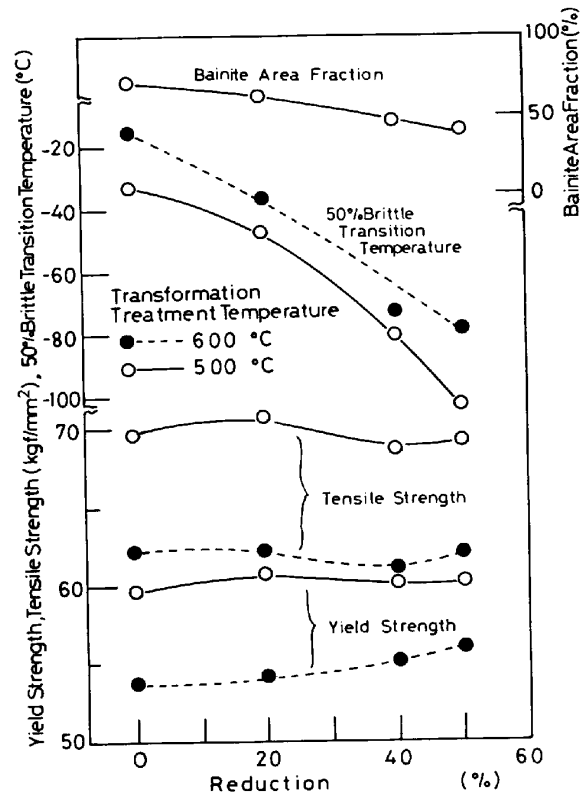


Fig. 3. Effects of hot rolling reduction at 1000°C on strength, toughness and bainite area fraction in the controlled rolled and simulated coiled steel.

す。いずれの変態処理温度においても 1000°C での圧下率を変化させても降伏強度および引張強さはほとんど変化しない。しかし、2 V シャルピー破面遷移温度はいずれも圧下率を高めると低くなり、高圧下率とするほど低下がいちじるしくなることがわかる。また 500°C 変態処理材は 600°C 変態処理材より降伏強度、引張強さが高く、2 V シャルピー破面遷移温度が低い。500°C 変態処理材では高圧下率とするほどベイナイト面積率が減少しており、これは圧下率の増加による再結晶オーステナイト粒の微細化が、オーステナイトのフェライトへの変態を促進したためと考えられる。

3.1.3 オーステナイト未再結晶域での圧下温度と圧下率の影響

700°~850°C の範囲の各温度で 60% 一定の圧下を加えて圧延した鋼板の降伏強度、引張強さおよび 2 V シャルピー破面遷移温度は、いずれの変態処理温度においても圧下温度が変化してもほとんど変化しなかつた。また 500°C 変態処理材は 600°C 変態処理材にくらべて降伏強度、引張強さが高く、2 V シャルピー破面遷移温度が低い。これはスラブ加熱温度およびオーステナイト再結晶域の圧延条件を変化させて圧延した鋼板の場合と同様であつた。

800°Cでの圧下率を 0~70% の範囲で変化させて圧

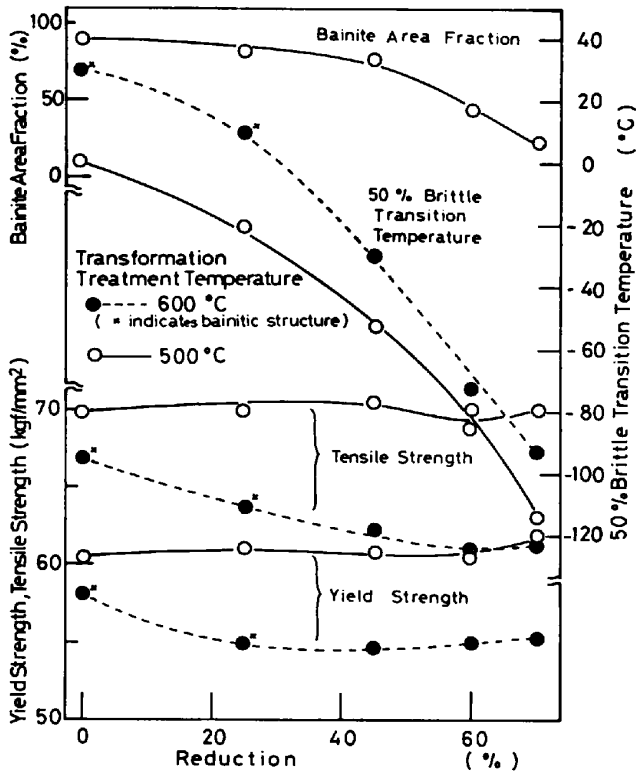


Fig. 4. Effects of hot rolling reduction at 800°C on strength, toughness and bainite area fraction in the controlled rolled and simulated coiled steel.

延した鋼板の降伏強度、引張強さおよび2Vシャルピー破面遷移温度におよぼす圧下率の影響を変態処理温度別に Fig. 4 に示す。500°C 変態処理材では圧下率の変化が降伏強度と引張強さの変化におよぼす影響は小さいといえる。600°C 変態処理材では低圧下率の領域で降伏強度と引張強さが高くなっている。これは低圧下率の鋼板では粗大ベイナイトの単相組織となつたためである。2Vシャルピー破面遷移温度はいずれの変態処理温度においても圧下率を高くすると低くなつており、高圧下率とするほど低下がいちじるしい。500°C 変態処理材では圧下率が高くなるとベイナイト面積率が減少している。また500°C 変態処理材は600°C 変態処理材より降伏強度、引張強さが高く、2Vシャルピー破面遷移温度が低い。これら材料のマイクロ組織の代表例を Photo. 1 に示す。600°C 変態処理材 (a) ではフェライト・パーライト、500°C 変態処理材 (b) ではベイナイト組織となつている。いずれも高圧下率とするほど組織が微細になつているほか、500°C 変態処理材では高圧下率 (70%) でベイナイト面積率がいちじるしく減少しており、Fig. 4 に示した傾向を裏付けている。

3.2 ベイナイト鋼の強度と靱性におよぼす制御圧延後の冷却条件の影響

2.2 節でのべたように、同一条件で制御圧延をおこな

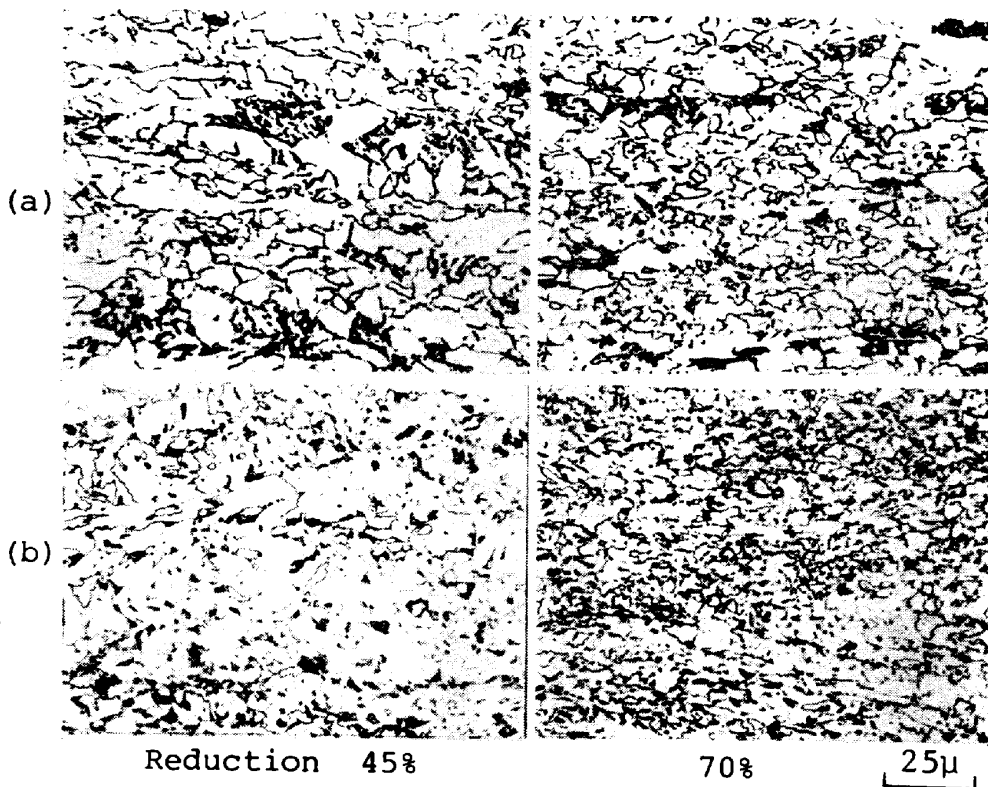


Photo. 1. Microstructures of controlled rolled and simulated coiled steel, (a) at 600°C and (b) at 500°C. The hot rolling reductions at 800°C are 45% and 70%.

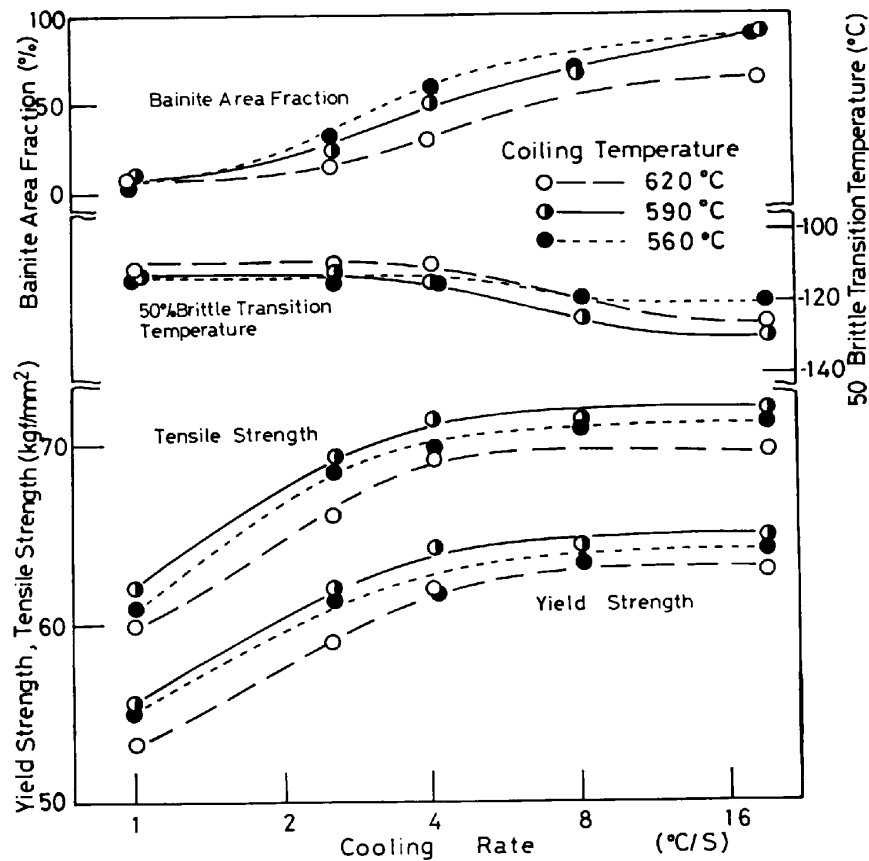


Fig. 5. Effects of cooling rate and simulated coiling temperature on strength, toughness and bainite area fraction in the accelerated cooled and simulated coiled steel 1. (0.05%C-0.12%Si-1.56%Mn-0.28%Mo-0.044%Nb)

つたのち 1°C/s から 20°C/s の範囲の各冷却速度で、560°C から 620°C の範囲の各巻き取り温度まで制御冷却し、さらに実生産でのコイル冷却をシミュレートした鋼板の降伏強度、引張強さおよび 2V シャルピー破面遷移温度におよぼす冷却速度の影響を調べた。Steel 1 の結果を Fig. 5 に示す。いずれの巻き取り温度においても冷却速度を大きくすると降伏強度と引張強さがとくに低冷却速度側でいちじるしく高くなるが、2V シャルピー破面遷移温度は低冷却速度ではほとんど変化せず高冷却速度で低くなっている。これらの傾向は巻き取り温度が変化しても変わらないが、巻き取り温度 590°C で降伏強度、引張強さがもつとも高く、2V シャルピー破面遷移温度も、もつとも低くなっている。ベイナイト面積率は冷却速度が大きくなるほど増加しており、降伏強度と引張強さの増大と一致しているが、ベイナイト面積率の増加にともなう 2V シャルピー破面遷移温度の低下は 3.1 節の結果とは逆の傾向である。いずれの冷却速度においても、同一冷却速度でのベイナイト面積率は巻き取り温度が低いほど高く、巻き取り温度のもつとも高い場合にもつとも低くなっている。Steel 1 の 590°C 巻

き取り材の冷却速度増大にともなうマイクロ組織の変化の代表例を Photo. 2 に示す。冷却速度を大きくするとポリゴナルフェライトが微細化し、とくに 20°C/s の高冷却速度では 1~2 μ の極微細ポリゴナルフェライトが多量に生成しているが、冷却速度を大きくすると微細ベイナイト面積率も増加していることがわかる。この極微細ポリゴナルフェライトは 3.1 節の実験ではほとんど認められなかつたことが本節の実験との重要な相異点である。

Steel 2 についての同様の実験結果を Fig. 6 に示す。基本的には Steel 2 にても Steel 1 と同様の傾向がみられるが、冷却速度を大きくした場合の 2V シャルピー破面遷移温度の低下が Steel 1 におけるよりも大きい。しかし 2V シャルピー破面遷移温度の絶対値は同一冷却速度、同一巻き取り温度ではいずれも Steel 1 よりも高く、またベイナイト面積率、降伏強度、引張強さのいずれも Steel 1 よりも高い。Steel 2 は Steel 1 と C, Mo 量が異なるため同一条件でのマイクロ組織が Steel 1 よりも粗大であり、1~2 μ の極微細ポリゴナルフェライトの生成量も少ない。また Steel 2 は低冷却速度

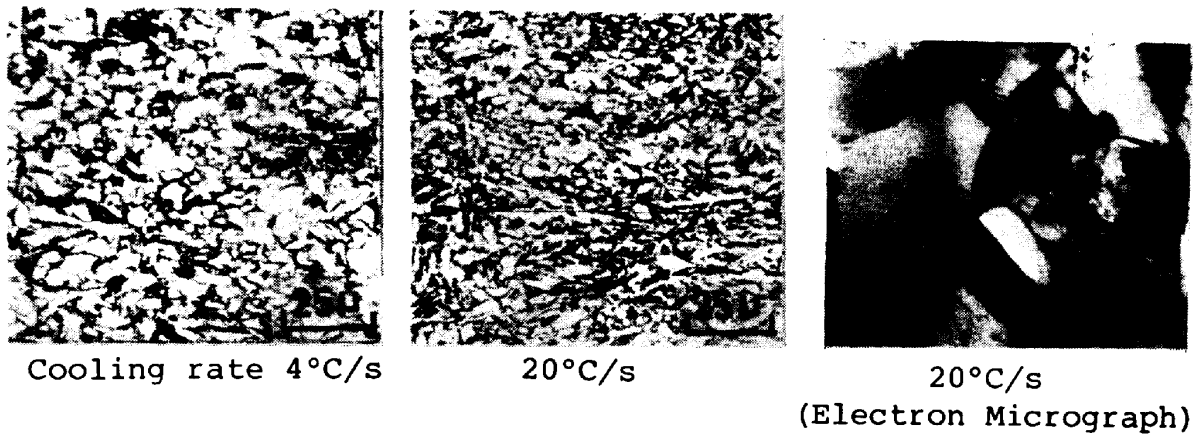


Photo. 2. Photo micrographs and electron micrograph in the accelerated cooled and simulated coiled Steel 1.

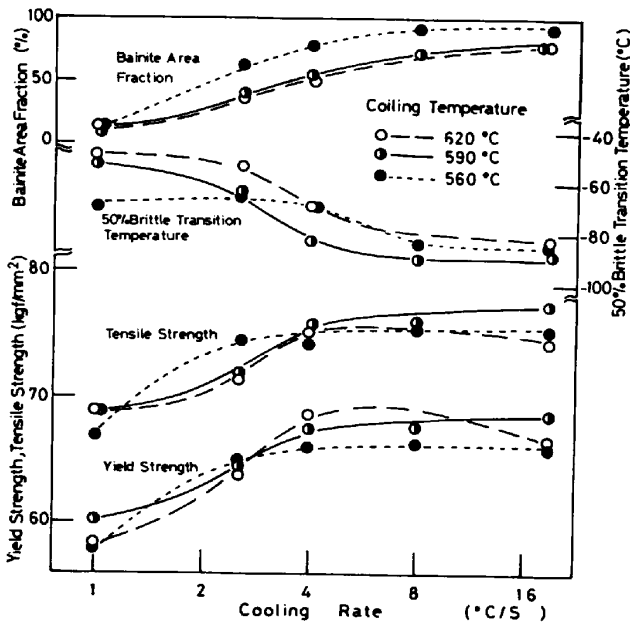


Fig. 6. Effects of cooling rate and coiling temperature on strength, toughness and bainite area fraction in the accelerated cooled and simulated coiled Steel 2. (0.09%C-0.26%Si-1.60%Mn-0.11%Mo-0.043%Nb)

ではパーライトが生成し、高冷却速度でも塊状ベイナイトが認められる。このように Steel 2 では冷却速度による炭化物形態の変化が大きいことが、冷却速度増大にもなう 2 V シャルピー破面遷移温度の低下量が Steel 1 よりも大きい主要因であると考えられる。

4. 考 察

4.1 ベイナイト鋼とフェライト・パーライト鋼の靱性の比較

同一化学成分の材料をもちい、制御圧延条件と変態処理温度を変化させてベイナイト鋼 (500°C 変態処理材) とフェライト・パーライト鋼 (600°C 変態処理材) を実

験室で製造し、両鋼の強度、靱性を比較した結果、ベイナイト鋼はフェライト・パーライト鋼よりも常に降伏強度と引張強さが高く、2 V シャルピー破面遷移温度も低いことがわかった。

本研究においてベイナイト鋼がフェライト・パーライト鋼よりも高い降伏強度と引張強さを示すことは、転位密度の高い細粒の変態強化鋼である^{8)~11)} ことなどから容易に理解されよう。いつばう、高強度のベイナイト鋼の 2 V シャルピー破面遷移温度が低強度のフェライト・パーライト鋼よりも常に低いのは、制御圧延によりベイナイトが微細化する¹²⁾ ほか、両鋼に常に存在するポリゴナルフェライトの粒径がベイナイト鋼では一層微細であること、および 600°C 変態処理のフェライト・パーライト鋼ではフェライト中の Nb(C, N) の析出強化による靱性低下量が 500°C 変態処理のベイナイト鋼よりも大きいことなどが寄与していると考えられる。

4.2 ベイナイト鋼の組織と靱性との関係

4.2.1 制御圧延、制御冷却をおこなった鋼の変態挙動

ラインパイプ用ベイナイト鋼のマイクロ組織は化学成分、制御圧延条件などにより様ではないが、一般には高転位密度の微細ベイナイトと比較的細粒のポリゴナルフェライトから主として成っている。ところで、本研究において制御圧延後の冷却速度を大きくし、巻き取り温度を低くした場合に多量に観察された極微細ポリゴナルフェライトは、そのサイズが 1~2 μ とほぼ一定で団塊状をなす特徴を有し、冷却速度が大きいほど低巻き取り温度下ではその団塊数が増加している。これに対し、各種条件で制御圧延後の冷却速度が小さく巻き取り温度も高い場合には、その程度に応じてフェライト域で生成するポリゴナルフェライト粒径が多様に変化し、1~2 μ の極微細ポリゴナルフェライトより常に粗大である。この

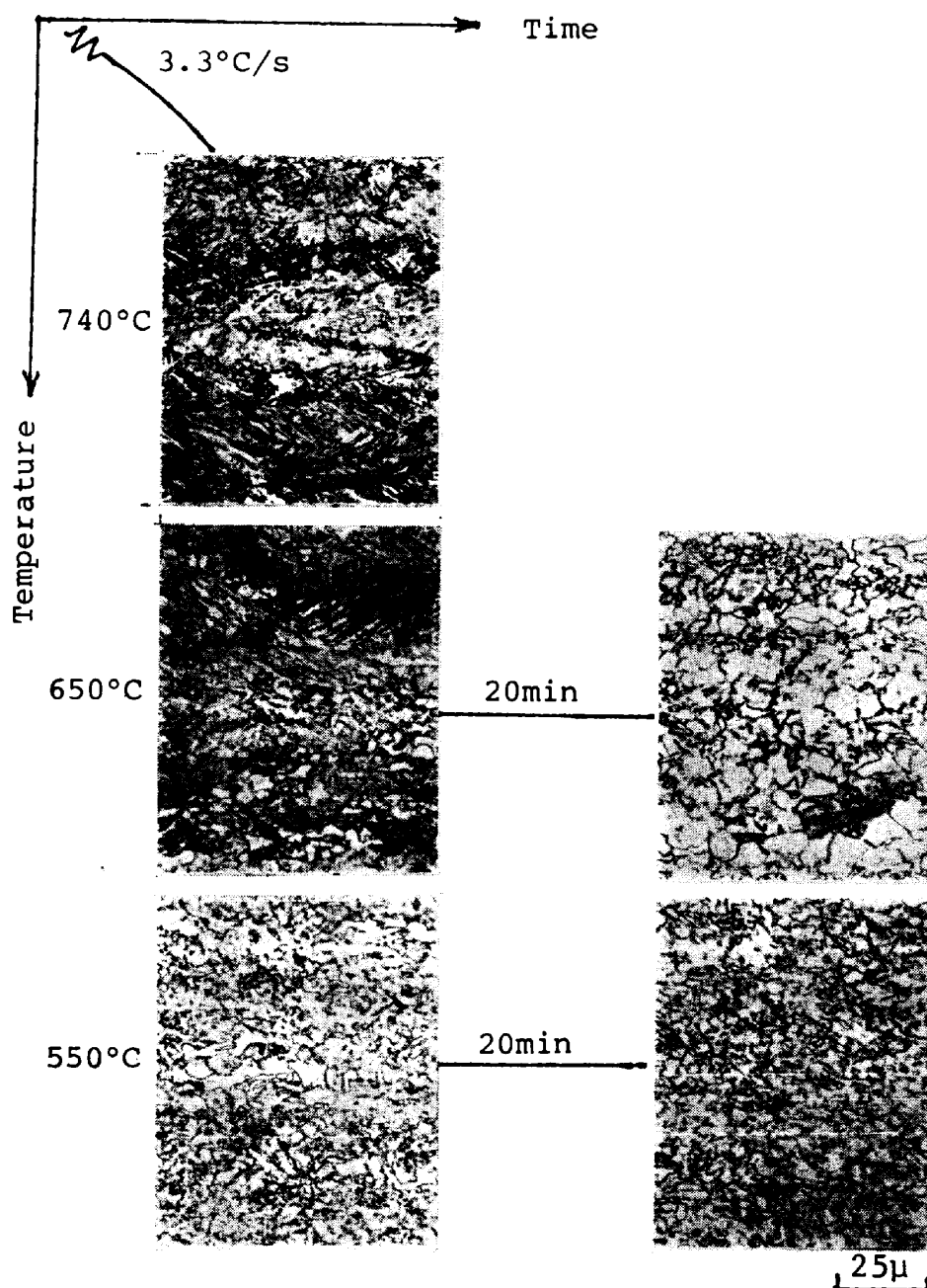


Photo. 3. Effects of holding temperature and holding time on microstructures of the controlled rolled and cooled simulated coiled steel. (0.06%C-0.02%Si-1.76%Mn-0.32%Mo-0.049%Nb-0.0015%N)

ほぼ一定粒径の極微細ポリゴナルフェライト面積率の増大は微細ベイナイト面積率の増大をとまなりにもかかわらず、鋼の破面遷移温度を低くすると異なり、極微細ポリゴナルフェライト粒より常に粗大なその他のポリゴナルフェライト面積率の増大はベイナイト面積率の減少をとまない、組織の微細化と相まって鋼の破面遷移温度を低くしている。したがって、ベイナイト鋼の靱性の変化をマイクロ組織の変化と対応させて考察するためには、制御圧延後の冷却過程での変態組織とくに $1\sim 2\mu$ の極

微細ポリゴナルフェライトの生成過程をあきらかにすることが必要であろう。そこで 0.06%C-0.02%Si-1.76%Mn-0.32%Mo-0.049%Nb-0.0015%N 系鋼を制御圧延 (1150°C 加熱後 1000°C で 50% 圧下、さらに 800°C で 64% 圧下) 後、3.3°C/s の速度で冷却後の保持温度を変化させてオーステナイトの変態過程を追跡した。結果を Photo. 3 に示す。仕上げ温度 800°C から 740°C までの冷却中にはオーステナイトからフェライトへの変態はほとんど進行せず、変形帯に沿って極微細なポリゴ

ナルフェライトが認められるのみである。さらに 650°C にいたってポリゴナルフェライトが若干成長しているが、その後の粒成長はわずかであり 550°C で 20 min 保持してもポリゴナルフェライトは極微細粒を示し、微細ベイナイトと共存している。これに対し、650°C で保持するとポリゴナルフェライトの粒成長が活発となり、20 min 後には粗大なポリゴナルフェライトが散在したフェライト・パーライト組織となる。このように、制御圧延によつて生じた多数の変形帯を核生成サイトとしてオーステナイトからフェライトに変態した多数の極微細ポリゴナルフェライトが、その後の冷却速度と巻き取り温度いかによつて極微細なままあるいは粒成長したポリゴナルフェライトとして存在するほか、残余のオーステナイトからさらに低温（フェライトとベイナイトの両変態共存域）においてベイナイトと極微細ポリゴナルフェライトが生成し、ポリゴナルフェライトとベイナイトを主とする組織が形成されることがわかる。すなわち、オーステナイトからフェライトへのひずみ誘起変態がいちじるしく進行する場合にはフェライト変態とベイナイト変態が共存する領域が存在し、フェライト変態域で生成する極微細ポリゴナルフェライトがそのまま微細ベイナイトと共存することになるものと考えられる¹³⁾。

4.2.2 靱性におよぼすベイナイト面積率の影響

一般に低炭素フェライト・パーライト鋼の靱性はポリゴナルフェライト粒が微細になるほど向上することが知られている¹⁴⁾¹⁵⁾。そこで各種条件で制御圧延後の 600°C 変態処理材についてポリゴナルフェライト粒径と靱性との関係を調べた結果を Fig. 7 に示す。同図の直線の傾きは結晶粒度番号 1 番につきシャルピー破面遷移温度が約 10°C 変化しており、他の多くの研究者によつて報告されている値¹⁶⁾ に近いものである。しかし同図よ

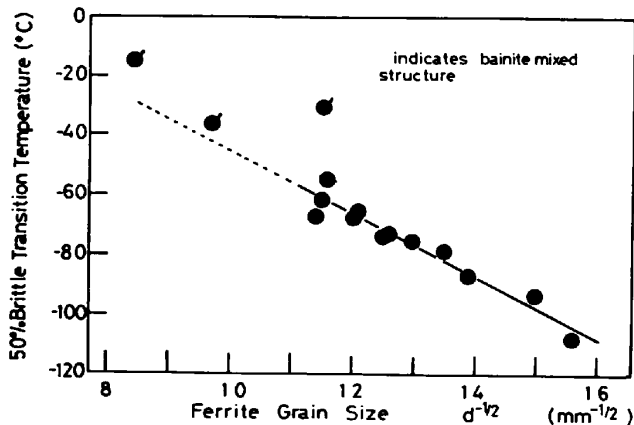


Fig. 7. Relation between ferrite grain size and notch toughness in the controlled rolled and simulated coiled steel at 600°C.

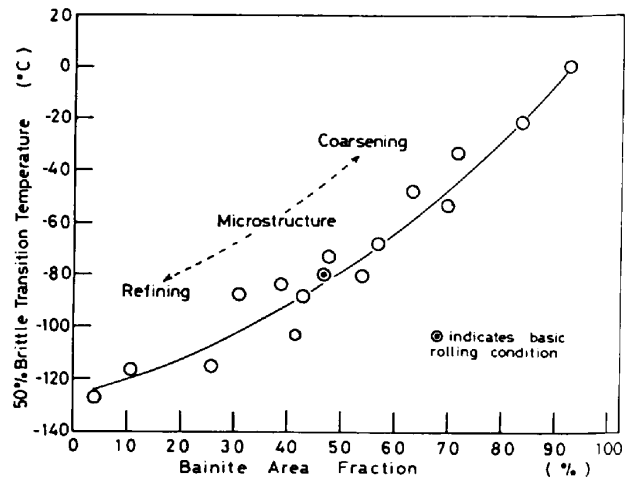


Fig. 8. Relation between bainite area fraction and notch toughness in the controlled rolled and simulated coiled steel.

り、ベイナイトを含む鋼ではこれを含まない鋼よりも同一フェライト粒度における靱性が劣っており、共存するフェライト粒もより粗大であることがわかる。このように、ポリゴナルフェライトを含むベイナイト鋼の靱性をポリゴナルフェライトの平均粒径で評価することは不可能であり、また種々の形態、粒径のベイナイトおよびポリゴナルフェライトの平均粒径の測定も困難である。ベイナイト鋼の靱性におよぼすパッケージの影響が知られてはいる¹⁰⁾が、制御圧延をおこなったベイナイト鋼の靱性の総合評価を可能にするにはいたっていないと考えられる。

そこで、ベイナイト組織の変化が靱性の変化と対応するか否かをあきらかにするため、制御圧延条件を変化させた場合のベイナイト面積率と靱性との関係を調べた結果を Fig. 8 に示す。同図より、ベイナイト面積率が増加しポリゴナルフェライト面積率が減少するほどシャルピー破面遷移温度が高くなつており、従来の多くの研究者の報告¹²⁾¹⁷⁾と一致している。これらの研究においてはいずれもベイナイト面積率の増加はベイナイトおよび共存するポリゴナルフェライトの粗大化をともなっている点も本研究結果と一致している。

ところが、制御圧延後の冷却速度を高めた場合には、Fig. 9 に示すごとくベイナイト面積率は増加するにもかかわらずシャルピー破面遷移温度は低くなつており、Fig. 8 の結果とは逆の傾向を示している。Fig. 9 においてさらに注目すべきは、シャルピー破面遷移温度が急激に低下しはじめるベイナイト面積率が存在し、それが巻き取り温度によつて異なっている点であろう。

以上より、制御圧延条件、その後の冷却条件のいずれを変化させた場合でもベイナイト鋼の靱性の変化をベイ

ナイト面積率の変化のみで説明することはできないことがあきらかである。

4.2.3 靱性におよぼす粗大ポリゴナルフェライト粒径の影響

ベイナイト鋼中の粗大ポリゴナルフェライトがベイナ

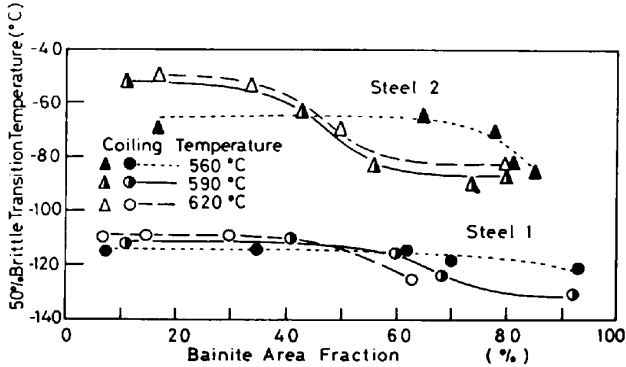


Fig. 9. Relation between bainite area fraction and notch toughness in the accelerated cooled and simulated coiled Steel 1 and 2.

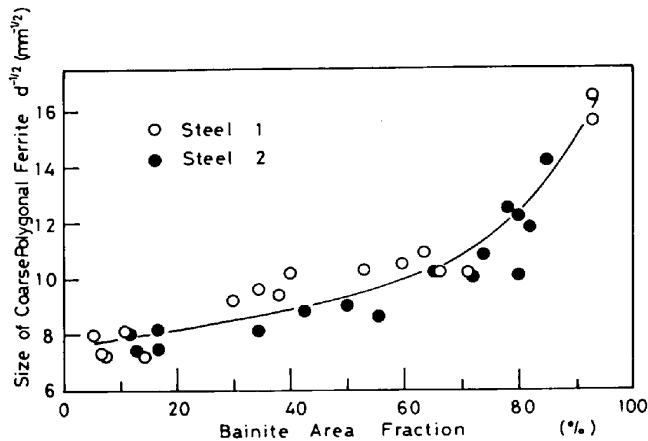


Fig. 10. Relation between bainite area fraction and size of coarse polygonal ferrite in the accelerated cooled and simulated coiled Steel 1 and 2.

イト鋼の靱性を劣化させることが本研究結果からも容易に推察される。そこで、本研究の Steel 1 および Steel 2 において冷却条件を変化させた場合のベイナイト面積率と粗大ポリゴナルフェライト粒径との関係をまず調べた。結果を Fig. 10 に示す。同図より、高冷却速度とすることによつてベイナイト面積率を増加させた場合には、共存する粗大ポリゴナルフェライト粒の微細化をともなつていことがわかる。この傾向は Steel 1, Steel 2 とともに認められた。しかし、ベイナイト面積率が増加するにもかかわらずシャルピー破面遷移温度が低下する原因の1つが粗大ポリゴナルフェライト粒の微細化であるとはいえるが、Fig. 9 におけるごとく、シャルピー破面遷移温度が急激に低下しはじめるベイナイト面積率が存在する現象を説明する理由とはなし得ない。

4.2.4 靱性におよぼす極微細ポリゴナルフェライト面積率の影響

Fig. 9 に示した結果を十分に理由づけるには、制御圧延後の高冷却速度材に多量に生成する1~2 μ の極微細ポリゴナルフェライト面積率がシャルピー破面遷移温度におよぼす影響をあきらかにする必要がある。そこで、制御圧延後の高冷却速度材におけるベイナイト面積率と1~2 μ の極微細ポリゴナルフェライト面積率との関係を調べた。結果を Fig. 11 に示す。同図より、極微細ポリゴナルフェライト面積率の増加はベイナイト面積率の増加をともなつており、両者の関係は Fig. 9 のベイナイト面積率とシャルピー破面遷移温度との関係とよく対応している。このことは1~2 μ の極微細ポリゴナルフェライトが多量に生成するようなベイナイト鋼では、そのシャルピー破面遷移温度の変化が極微細ポリゴナルフェライト面積率ともつともよく対応することを意

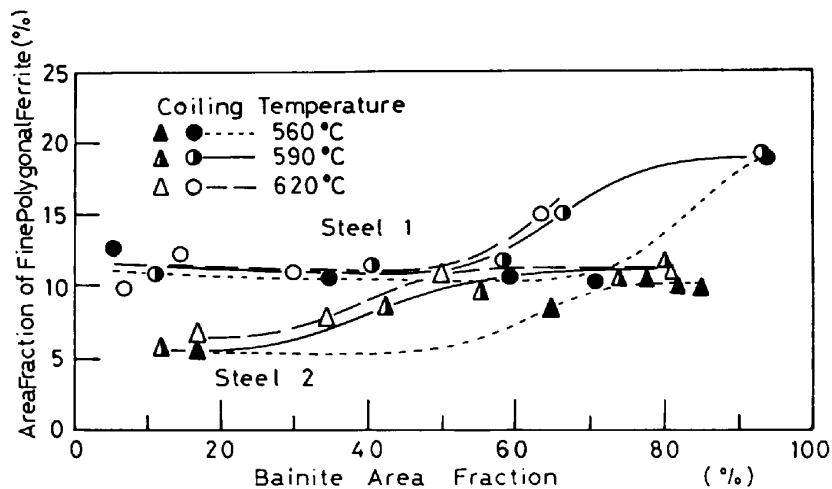


Fig. 11. Relation between bainite area fraction and fine polygonal ferrite area fraction in the accelerated cooled and simulated coiled Steel 1 and 2.

味するものと考えられる。

5. 結 言

ラインパイプ用ベイナイト熱延高張力鋼板の強度、靱性におよぼす制御圧延条件およびその後の冷却条件の影響をとくにそのマイクロ組織との関係において調べ、靱性にとって望ましい組織について研究をおこなった。得られた主なる結論は下記のとおりである。

(1) 同一化学成分の材料に対して制御圧延条件と変態処理温度(巻き取り温度)を変化させることにより、ベイナイトあるいはフェライト・パーライトのいずれの組織とすることも可能である。ベイナイト鋼の靱性を向上させるにはスラブ加熱温度の低下、オーステナイト再結晶域および未再結晶域での圧下率の増大、仕上げ圧延後の冷却速度の増大および巻き取り温度の低下がきわめて有効であるが、スラブ加熱温度の低下は強度の低下をともなう。

(2) 化学成分が同一の場合、ベイナイト鋼はフェライト・パーライト鋼よりも常に高い強度とすぐれた靱性を示す。

(3) 制御圧延後巻き取りまでの冷却速度の増大と適度に低い巻き取り温度の採用が、ベイナイト鋼の強度を高め同時に靱性を向上させるのにきわめて有効である。

(4) 制御圧延後の冷却速度の増大はベイナイト面積率を増加させるにもかかわらず靱性をいちじるしく向上させる。これは本研究での制御圧延条件に関する実験結果に相反する結果であるが、制御圧延後の冷却速度の増大によるベイナイト面積率の増加が、 $1 \sim 2 \mu$ の極微細ポリゴナルフェライト面積率の増加をともなうほか共存する粗大ポリゴナルフェライトの微細化ならびにベイナイト組織そのものの微細化をともなうことによるものと考えられる。

文 献

- 1) Y. E. SMITH, A. P. COLDREN, and R. L. CRYDERMAN: Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto, Oct. 1971, p. 119
- 2) T. TERAZAWA, H. HIGASHIYAMA, and S. SEKINE: Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto, Oct. 1971, p. 101
- 3) A. P. COLDREN, R. L. CRYDERMAN, and M. SEMCHYSHEN: Steel Strengthening Mechanisms, Zürich, May. 1969, p. 17
- 4) H. N. LANDER and J. L. MIHELICH: Molybdenum-Containing Steels for Gas and Oil Industry Applications, a State-of-the Art Review, Climax Molybdenum Company, p. 2
- 5) A. P. COLDREN and J. L. MIHELICH: 同上, p. 14
- 6) G. TITHER and W. E. LAUPRECHT: 同上, p. 29
- 7) D. B. McCUTCHEON, T. W. TRUMPER, and J. D. EMBURY: Rev. Métall. Feb. (1976), p. 143
- 8) F. B. PICKERING: Physical Metallurgy and the Design of Steels (1978), p. 60 [Applied Sci. pub. Ltd.]
- 9) F. B. PICKERING: Proc. of Micro-Alloying, 75 (1976), p. 9 [Union Carbide Corp.]
- 10) F. B. PICKERING: Hardenability Concepts with Applications to Steel, ed. by D. V. DOANE and J. S. KIRKALDY (1978), p. 179 [AIME]
- 11) T. GLADMAN, B. HOLMS, and I. D. McIVOR: Effect of Second-Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel (1971), p. 68 [ISI]
- 12) 橋本 保: 鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会テキスト (1980), p. 59~61
- 13) 橋本 保, 沢村武彰, 大谷康夫: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1589
- 14) J. HESLOP and N. J. PETCH: Phil. Mag., 3 (1958), p. 1128
- 15) A. H. COTTRELL: Trans. Metall. Soc. AIME, 212 (1958), p. 192
- 16) J. C. DANKO and R. D. STOUT: Trans. ASM, 49 (1957), p. 189
- 17) 田畑綽久, 志賀千晃, 鎌田晃郎, 田中智夫, 広瀬圭介, 三沢啓典: 鉄と鋼, 63 (1977), S 797