
ホットストリップミルによるラインパイプ用高張力熱延鋼帯の製造

Manufacture of the Hot Rolled Steel Coils for High-Test Line Pipe

西田 稔(Minoru Nishida) 加藤 俊之(Toshiyuki Kato) 大橋 延夫(Nobuo Ohashi)
森 耐介(Taisuke Mori) 田中 史雄(Fumio Tanaka)

要旨：

ラインパイプ用高張力高靱性熱延鋼帯の性質におよぼす製造条件の影響について調査した。低C-高Mn-Nb-V鋼と低C-高Mn-Nb-Mo鋼を用いて研究室実験および工場試作を行った結果、スラブ加熱温度を1150℃～1170℃に低下させるとともに合計圧下率85%以上の粗圧延を行うことにより、粗圧延後のシートバーのオーステナイト結晶粒度をASTM結晶粒度8まで微細化することが肝要である。このような条件下では、最終製品のフェライト結晶粒が微細化し、かつベイナイト組織が出現せず、還移温度の低い高張力熱延鋼帯が製造できる。またコイル巻取温度を600℃以下に制御することにより、還移温度を劣化させることなく降伏強さを上昇させることができる。さらにS量の低下と希土類元素の添加により、とくに板幅方向のシャルピー吸収エネルギー（CVI やシェルフエネルギーで示される）を顕著に向上させることができる。以上の知見を有効に活用することにより、API 5LS X65 および X70 グレードまでの高張力高靱性熱延鋼帯を製造することができ、多くの実績を得ている。

Synopsis：

Effects of processing variables on the production of high-strength, high-toughness hot-rolled steel coils for high-test linepipe have been studied. Through laboratory test and trial production using low C-high Mn-Nb-V and low C-high Mn-Nb-Mo steels, it was confirmed that the austenite grain sizes after rough rolling were refined to the ASTM number 8 by lowering the slab reheating temperature to 1150℃～1170℃ and by rough rolling at a total reduction of more than 85%. These conditions are essential to give final products a fine grain ferrite structure free from bainite and a low ductile/brittle transition temperature. The yield strength is increased without adversely affecting the transition temperature of the final products by controlling the coiling temperature below 600℃. The Charpy V-notch intercept energy and the shelf energy, especially of the transverse specimens, are remarkably improved by lowering sulfur content and adding rare earth metals. An integration of the techniques mentioned above makes it possible to produce high-tensile, high-toughness hot-rolled steel coils for high-test linepipe including API 5LS X65 and X70 grades. Production performances on these hot rolled

coils are summarized.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

ホットストリップミルによるラインパイプ用 高張力熱延鋼帯の製造

Manufacture of the Hot Rolled Steel Coils for High-Test Line Pipe

西 田 稔*

Minoru Nishida

加 藤 俊 之**

Toshiyuki Kato

大 橋 延 夫***

Nobuo Ohashi

森 耐 介****

Taisuke Mori

田 中 史 雄*****

Fumio Tanaka

Synopsis :

Effects of processing variables on the production of high-strength, high-toughness hot-rolled steel coils for high-test linepipe have been studied. Through laboratory test and trial production using low C-high Mn-Nb-V and low C-high Mn-Nb-Mo steels, it was confirmed that the austenite grain sizes after rough rolling were refined to the ASTM number 8 by lowering the slab reheating temperature to 1150°~1170°C and by rough rolling at a total reduction of more than 85%. These conditions are essential to give final products a fine grain ferrite structure free from bainite and a low ductile/brittle transition temperature.

The yield strength is increased without adversely affecting the transition temperature of the final products by controlling the coiling temperature below 600°C. The Charpy V-notch intercept energy and the shelf energy, especially of the transverse specimens, are remarkably improved by lowering sulfur content and adding rare earth metals.

An integration of the techniques mentioned above makes it possible to produce high-tensile, high-toughness hot-rolled steel coils for high-test linepipe including API 5LS X65 and X70 grades. Production performances on these hot rolled coils are summarized.

1. 序

ホットストリップミルにより圧延された高張力鋼帯から、大径管のスパイラル鋼管および管外径が 20in 以下の電縫鋼管（高周波電気抵抗溶接鋼

管）が製造されており、これら各種鋼管はラインパイプ関係を始めとして、土木、建築などの構造用鋼管、橋梁の脚柱、鉄塔や海洋構造物などに広く使用されている。なかでもラインパイプ関係の高級管の需要は近年きわめて旺盛であり、既存の中東地区、北アフリカ地区、米国本土を始め、最

* 技術研究所薄板研究室主任研究員

*** 技術研究所薄板研究室室長・工博

***** 千葉製鉄所熱間圧延部部長（現保全部熱延整備課課長）

** 技術研究所薄板研究室

**** 千葉製鉄所管理部薄板管理課

近開発されつつあるアラスカ、カナダ、シベリアおよび北海などの寒冷地でもその利用が検討されつつある。これらのパイプはその用途上厳格な品質保証を要求されるのは当然であり、とくに酷寒の地において大量かつ長距離輸送を行うパイプライン用の鋼管は、すぐれた溶接性ととともに低温での高い靱性をもっていなければならない。スパイラル鋼管は溶接線が長いこと欠陥の存在確率が高いとみなされその点では不利であるが、実際には厳重な検査が行われるのでその心配はなく、前記の各地区ではほかの鋼管となんら区別なく使われているのが現状である。またスパイラル鋼管の管周方向は、原コイルの圧延方向（L方向）から約 30° の角度に相当するため、管周方向の衝撃特性やその他の機械的性質はコイルL方向のそれに近く、また UOE 鋼管のような最終工程での拡管を行わないのが普通なので、その意味ではスパイラル鋼管は、有利な面がある。一方、電縫鋼管も管外径 20in 以下のラインパイプや油井用として用いられ、油井開発の活発化に伴ない大径管と同様に高張力化の傾向にある。

当社では UOE 鋼管用厚板材の製造と併行して、ホットストリップミル圧延材についても X70 グレードまでの高級鋼の開発を行い、API 規格鋼を中心にラインパイプ用素材として世界各国の需要家の期待に込めている。

本報告では、ホットストリップミルによりラインパイプ用高張力熱延鋼帯を能率よく大量生産するのにもっとも適した制御圧延条件の開発とその技術的背景を中心とし、現在の生産態勢および品質について紹介する。

2. 非金属介在物および成分の制御

2.1 素材に起因する欠陥の防止

スパイラル鋼管あるいは電縫鋼管素材としてのホットコイルは、それぞれの用途や規格に応じた化学組成、強度、衝撃特性を有していなければならないのはもちろんであるが、そのほかにも清浄度がすぐれ、溶接欠陥を発生させない材料でなければならない。とくに電縫鋼管（高周波電気抵抗

溶接鋼管）では、ボンド部近傍のメタルフローの特性から、その部分に介在物が存在するとフッククラックの原因となる危険が大きい。Photo. 1 に示すような鋼管母材部の介在物も、引張応力に対して切欠効果を与え、拡管率あるいはへん平率を低下させる。このように鋼管の強度を劣化させる

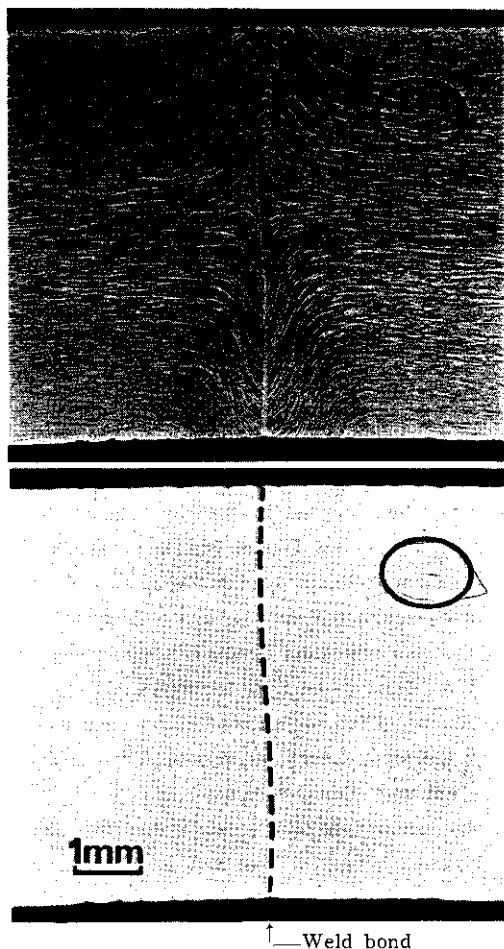


Photo. 1 An example of a small non-metallic inclusion in electric resistance welded (ERW) pipe (Steel: API 5LX X42)

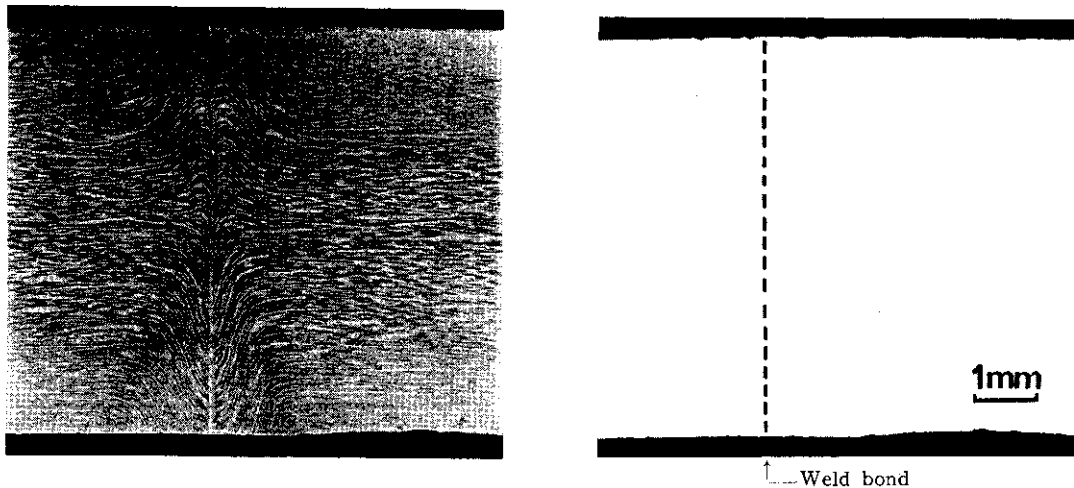


Photo. 2 Welded zone of ERW pipe free from non-metallic inclusion; the hot coils for making this pipe was manufactured from a continuously cast slab (Steel: API 5LX X42)

危険がある非金属介在物は、主として MnS 系や SiO_2 系の A 系介在物であるが、クラスター状に密集したアルミナ系介在物の影響も大きい。したがって非金属介在物の量を少なくすると同時に形態を変えその悪影響をできるだけ少なくすることが重要であり、このため製鋼、造塊段階においては、脱酸条件の規制、真空脱ガス処理、溶鋼中への不活性ガス吹込みあるいは casting 時の空気酸化防止など最新かつ綿密な技術が適用されている。

さらに鋼の炭素当量が増加すると溶接部近傍の靱性が劣化する。また S や P は、有害な非金属介在物や層状パーライト組織生成に寄与するので、含有量をできるだけ低下させることが望ましい。さらにこれらの元素の鋼塊内での偏析も製品品質のバラツキをもたらす原因となるので、造塊あるいは連铸条件には細心の注意が必要である。一例として連铸スラブから製造された清浄な電鍍鋼管 (API 5LX X42, 230mm ϕ ×6.35mm) の溶接部近傍の断面を **Photo. 2** に示す。

2.2 衝撃特性への影響

寒冷地向けラインパイプ素材では、脆性破壊を防止するために破面遷移温度をできるだけ低くすることだけでなく、とくに天然ガス輸送パイプでは不安定延性破壊も防止する必要がある、その

ためには設計温度付近での延性破壊吸収エネルギー値、たとえば CVI (Charpy V-notch Intercept) エネルギー値が高くなければならない²⁾。この CVI エネルギー値とは、材料の不安定延性破壊の起こしやすさを推定するための一つの尺度として、米国の Battelle Memorial Institute が提案したものである。すなわちこの値は、シャルピー試験で得られる遷移温度近傍での延性破面率と吸収エネルギーの関係が原点を通る直線関係で近似できるとし、実験結果から求めたその回帰直線が延性破面率 100% のラインに達した点の吸収エネルギー値と定義されている。Battelle Memorial Institute が実施した実際のパイプでの破壊試験 (Athens Test) の結果、この CVI 値が高い材料は不安定延性破壊に対して抵抗が大きいことが報告されている²⁾。しかし不安定延性破壊の起こりやすさの尺度として、この CVI 値が適当かどうかについては、理論上あるいは実験結果から疑問とする見解³⁾もあり論争が行われている。本報告ではこの問題に深く立入ることは避け、あくまで材料の吸収エネルギーの大小を判断する一つの目安としてこの CVI 値を取扱うことにする。

破面遷移温度は制御圧延の強化によっても低温側へ移行できるが、この場合衝撃破面には板面に

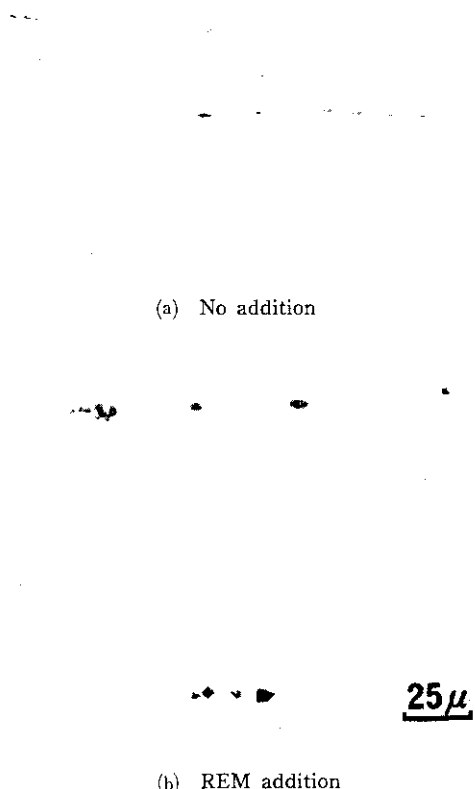


Photo. 3 Effect of rare earth metal (REM) addition on the shape of sulphide inclusion after hot rolling

平行な亀裂，いわゆるセパレーション (separation) が生じやすく，そのため吸収エネルギーが低下する傾向がある^{6,7)}。またホットストリップミル圧延材では一方向にのみ圧延されるため，一般には性質の異方性が大きくなりやすく，圧延方向 (L 方向) に比べて直角方向 (T 方向) の吸収エネルギーが低くなる。したがって管周方向がホットコイルの T 方向と一致する電鍮鋼管ではとくに注意が必要である。吸収エネルギーを増加させるためには，鋼中の S 量や O 量を極力低下させ清浄度を向上させることが必要であり，溶銑脱硫技術や脱ガス処理技術の進歩が大いに貢献している。また Ce などの稀土類元素 (REM) や Ti, Zr などを添加して **Photo. 3(a)** のような通常鋼に存在

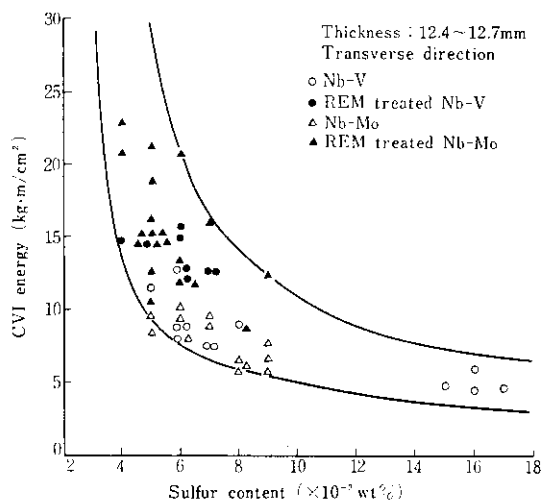


Fig. 1 Effect of sulfur content on the CVI (Charpy V-notch Intercept) energies of control-rolled high strength (X70 grade) hot rolled coils

する A 系介在物を **Photo. 3(b)** のように B 系あるいは C 系介在物へと形状制御することも有効な手段である。しかし，REM の酸化物や硫化物は融点が高くまた比重が大きいため，鋼塊凝固の際にその底部に沈積しやすく，これを防止するためには添加量および添加方法を適切に制御する必要がある^{6,7)}。

Fig. 1 には，一例として，12.4~12.7mm 板厚 API 5LS X65 および X70 グレードホットコイルの T 方向 CVI エネルギー値と鋼中 S 量の関係を REM 添加の有無により区別して示す。CVI エネルギー値は鋼中 S 量の減少とともに増加し，とくに S 量が 0.005~0.006% 以下での向上が著しく，さらに REM 添加により顕著な増加がみられる。また鋼中 S 量が低い場合，O 量を低下させることによりさらに吸収エネルギー値が増加することが明らかにされている⁸⁾ が，本実験材においても O 量を 20ppm 程度まで低下させることにより，同様の効果のあることを確かめている。

さて，先にふれたセパレーションが発生するような材料では，遷移温度近傍から高温側でのシャルピー吸収エネルギーの増加が緩慢で，材料の不安定延性破壊に対する抵抗性に不安があり，またこのような材料の CVI 値は一般に低いので好ま

しくないとされている²⁾。このセパレーションは板面に平行に存在する脆化層に起因し、破断に先立つ3軸応力状態のもとでこの脆化層に沿う割れが生ずるものであり、見掛け上100%延性破面となる近傍の温度でもっとも顕著に発生する。しかしこの亀裂部分は微細に観察するとへき開破面を呈しているのが常であり、したがって必ずしも高温側だけではなく、見掛け上100%脆性破面を呈するような場合でも微小なセパレーションはやはり存在している^{9,10,11)}。一方、熱延時に $\alpha+\gamma$ 温度領域で圧延された材料では{100}<011>集合組織が強く発達するため、板面に平行な{100}面をもつ層が増え、その部分が3軸応力状態で板面に平行なへき開破壊を起こすことが知られており¹⁰⁾、これがセパレーションの基本的原因となっているとする見解が支配的である。

しかし、ホットストリップ圧延では、後述するように制御圧延を行った場合でも、仕上圧延終了温度は約800°C程度であり、一般に Ar_3 変態点以上であるため、{100}<011>集合組織は弱く、普通圧延の熱延板の場合と同程度である。そのためセパレーションの発生はたとえば $\alpha+\gamma$ 2相領域で圧延された厚板圧延材に比べて非常に少ない¹¹⁾。したがって高張力ホットコイルでは鋼中S量の減少やREM添加により、{100}集合組織以外の脆化層の要因である非金属介在物や成分偏析を減少させることのほうが吸収エネルギー値を増加させるのに実際上有効である。

3. ホットストリップミルにおける

制御圧延

3.1 制御圧延の概要

ホットストリップミルで高張力鋼板を製造するに際して、圧延途中で温度調整のための待ち時間を設けることなく厳しい制御圧延を行うためには、粗圧延での圧下率を大きくとり、シートバー厚みをたとえば30mm以下と薄くして、粗圧延段階での冷却速度を大きくすることが圧延能率および後工程でのNb(C, N)の析出による強度増加の点からも好ましい。しかしこの場合、たとえば

板厚が12.7mm以上の製品では仕上スタンドでの合計圧下率がたかだか50~55%程度となるため、所定の靱性が得られない場合がある。この原因としては、スラブ加熱時の粗大な初期 γ 粒が粗圧延によりいくぶん細くなるもののシートバー段階ではまだ比較的大きいまま残留しているの、仕上圧下率が小さいと十分微細化しきれず、またそのために巻取りまでの間における急冷によりベイナイト変態しやすいことにあると考えられる。

そこでまずNb含有鋼について、現場工程の粗圧延段階に相当する高温圧延後の γ 粒の再結晶挙動を実験的にシミュレートして調べた結果、1200~1050°Cの間に計4パス（この場合、合計圧下率67%）の圧延を行えば、 γ 粒は粒度番号約8まで微細化し、加熱時の初期 γ 粒度の影響はほとんど消失すること、また4パス圧延後ただちに1000°Cおよび1050°Cで5min保持しても γ 粒はほとんど成長しないことがわかった¹²⁾。

そこで千葉製鉄所 No.2 ホットストリップミルを用いて、12.4~12.7mm厚API 5LS X65およびX70グレードの高張力熱延鋼板の試作実験をNb-V鋼とNb-Mo鋼について行った。この制御圧延の概要を以下に示す。

まず180~200mm厚スラブを1150~1250°Cに加熱し、計6パスの粗圧延を行い26mm厚のシートバーとした。この粗圧延の合計圧下率は85~87%である。その後テーブル上でとくに温度調整のための待ち時間を設けることなくただちに仕上スタンドまで移送し、 $F_1 \sim F_3$ スタンドで計3パスの仕上圧延を行った。この仕上圧延の合計圧下率は約50%である。粗圧延終了後 F_1 スタンド直前のクロップシャーまでのテーブル上の移動時間は、リーディングエンド(LE)部で約35sec、テールエンド(TE)部で約90secである。 F_3 スタンドで仕上圧延終了後、仕上スタンド間およびホットランテーブル上でシャワー冷却を行い、600°C以下で巻取った。そのときの圧延スケジュールの代表例をFig. 2に示す。この図から、仕上圧延終了温度すなわち F_3 スタンド出側温度(F_3DT)が Ar_3 変態点以上であることは明らかである。

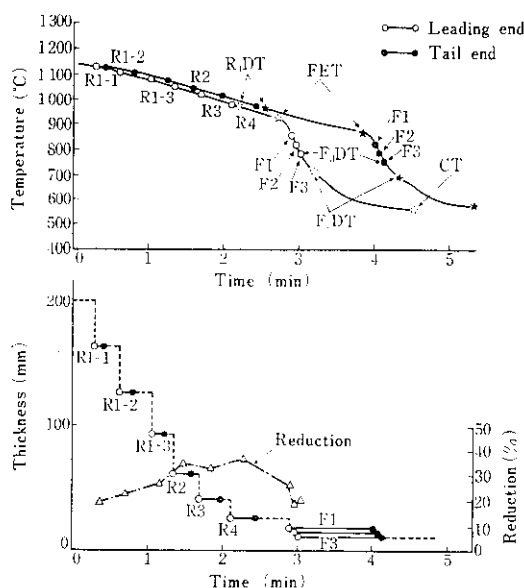


Fig. 2 Typical processing schedule during hot rolling for API 5LS X70 grade hot coil (Thickness: 12.4mm)

3.2 スラブ加熱温度の影響

3.2.1 粗圧延後のシートバーの γ 粒度

スラブ加熱温度が 1140°C ～ 1250°C の範囲にあった API 5LS X65 および X70 材について、仕上圧延直前におけるクロップシャーで剪断された LE 部と TE 部のクロップを、水張りしたピット内に落してただちに急冷した。

スラブ加熱温度の相異によるシートバー γ 粒度の変化の様子を Fig. 3 に示す。今回の実験例ではスラブ加熱温度が高温の場合は Nb-V 鋼、低温の場合は Nb-Mo 鋼にかたよっており両鋼種間の差は明確でないが、 1170°C では両者の γ 粒度が等しいことから、両鋼種間の差はほとんどないと考えることができる。そしてシートバーの γ 粒度はスラブ加熱温度が 1250°C から 1170°C まで低下するにつれて粒度番号 6.5 から 8 まで微細化し、 1170°C 以下ではスラブ加熱温度の低下とともに微細化するが、その程度は小さく粒度番号約 8 の一定値に収れんする傾向が認められる。またスラブ加熱温度が 1190°C 以上では TE 部の γ 粒は LE 部のそれより若干大きい、これは粗圧延終了時からクロップシャーまでの移動時間が LE

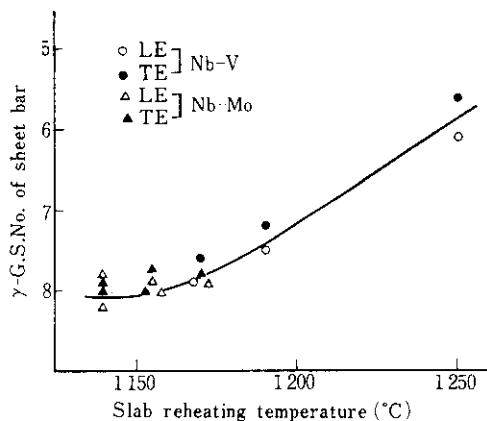


Fig. 3 Effect of slab reheating temperature on the austenite grain size of sheet bar before finish rolling (LE: Leading end, TE: Tail end)

部では約 35sec であるのに対して、TE 部では約 90sec を要することに対応するもので、スラブ加熱温度が高いほどシートバーの温度も高く、そのため γ 粒が成長しやすいことが原因と考えられる。しかし、スラブ加熱温度が 1170°C 以下の場合にはこのような LE 部と TE 部の差はほとんどなくなる。この結果からも、本実験条件下では粗圧延後仕上圧延までの移動時間中における γ 粒の成長はほとんど無視できるといえる。

3.2.2 熱延コイルの組織および機械的性質

Nb-V 鋼および Nb-Mo 鋼の熱延コイルの組織内にみられる塊状ベイナイト量および α 粒度とスラブ加熱温度の関係をそれぞれ Fig. 4 および Fig. 5 に示す。ベイナイトは Nb-V 鋼よりも Nb-Mo 鋼のほうが発生しやすい傾向にあるが、両鋼種ともスラブ加熱温度が低下するにつれて減少し、Nb-V 鋼では 1170°C 加熱、Nb-Mo 鋼では 1150°C 加熱のものではほとんど発生しなくなる。この結果を上述の Fig. 3 と併せて考えると、両鋼種とも粗圧延後のシートバー γ 粒度を粒度番号約 8 の収れん値まで微細化すれば、仕上圧延圧下率が 50% と少なくともベイナイトの発生がほとんどなくなることがわかる。つぎに熱延コイルの α 粒度は、Nb-Mo 鋼および Nb-V 鋼の両者ともスラブ加熱温度が低下するとともに微細化し、両鋼種間の差はほとんど認められない。このような

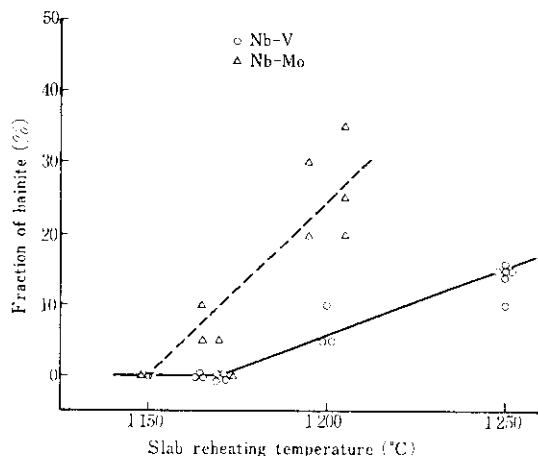


Fig. 4 Effect of slab reheating temperature on the areal fraction of bainite in the microstructures of hot rolled coils

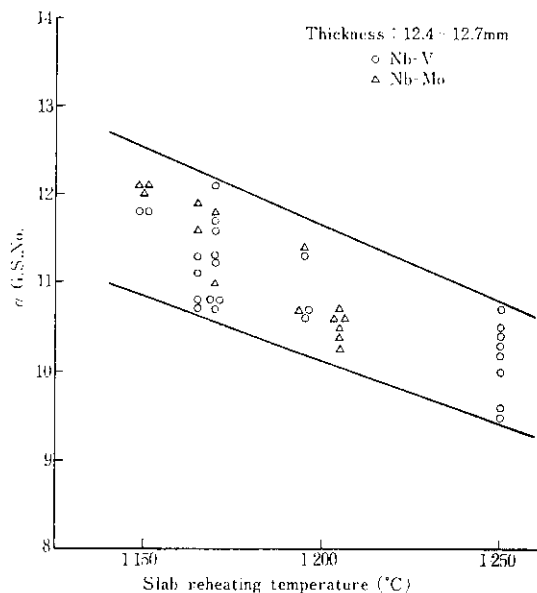


Fig. 5 Effect of slab reheating temperature on the ferrite grain size of hot rolled coils

スラブ加熱温度の低下による製品 α 粒の微細化は、粗圧延後のシートパー γ 粒の微細化とともに FET の低下による低温仕上圧延によるものと考えられる。

シャルピー試験の 50% 破面遷移温度 (vT_{rs}) および Battelle Drop Weight Tear Test (B.D.W.T.T.) の 85% 延性破面遷移温度 (85% S.A.T.T.) とスラブ加熱温度の関係をそれぞれ Fig. 6 および Fig. 7 に示す。 vT_{rs} および 85%

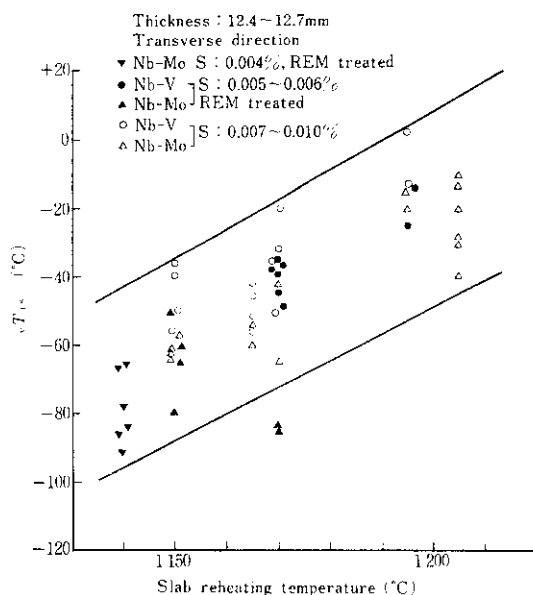


Fig. 6 Effect of slab reheating temperature on the Charpy V-notch transition temperature, (vT_{rs}), of control-rolled high strength hot coils

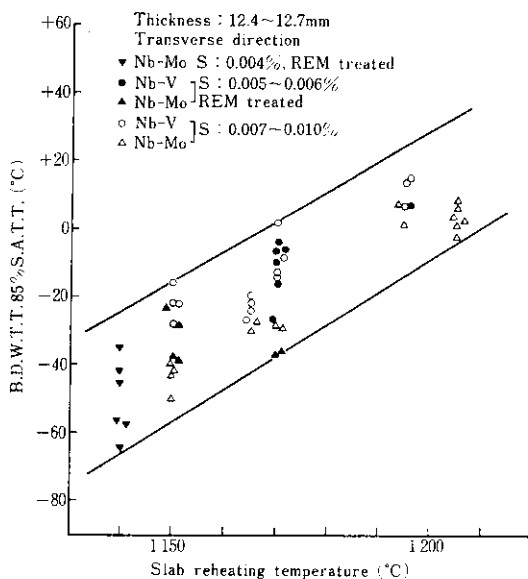


Fig. 7 Effect of slab reheating temperature on the B.D.W.T.T. 85% shear fracture appearance transition temperature (85% S.A.T.T.) of control-rolled high strength hot coils

S.A.T.T. は、Nb-V 鋼および Nb-Mo 鋼の両者ともスラブ加熱温度が低いほど低温側へ移行する。

以上のように、スラブ加熱温度を 1140°~1150°C まで低下させることによって vT_{rs} や

85% S. A. T. T. などで示される遷移温度は著しく低下することがわかった。これはスラブ加熱温度の低下に伴い粗圧延後の γ 粒が微細化し、かつ厳しい制御仕上圧延が行われたため、圧延終了時において粗大 γ 粒が残留せず、したがってベイナイトの発生も抑制されたこと、そしてもちろん α 粒度が微細化したことの効果によるものである。

3.3 コイル巻取温度の影響

Nb-Mo 鋼について、コイル巻取温度 (C.T.) と組織の関係を調査した結果、C.T. が 650°C と高い場合コイル内の大部分はポリゴナルフェライト・パーライト組織 (P 組織) となり、コイル巻取後急冷される TE 部ではこの P 組織とベイナイト組織の混合組織 (P+B 組織) となるが、C.T. が約 600°C 以下では P 組織あるいは P+B 組織にアキシュラーフェライト状の組織 (A 組織) が混在する微細組織 (P+A あるいは P+B+A 組織) が生ずる傾向のあることがわかった。そこで機械的性質と C.T. の関係を上記組織の違いにより分類して Fig. 8 に示す。C.T. が LE 部では 590°C 以下、TE 部では約 610°C 以下になると P+A (または P+B+A) 組織となり、それに対応して降伏強度 (Y.S.) および引張強度 (T.S.) が増加する。この傾向はスラブ加熱温度が 1150°C と低い材料でも同様である。衝撃特性は C.T. が低下し P+A 組織が生じて劣化することなく、C.T. の低下とともに Y.S. が増すにもかかわらずむしろ若干向上する傾向が認められる。

一方、Nb-V 鋼の場合、C.T. が 550°C 以下と低くても Nb-Mo 鋼の場合のような P+A 組織はまったく現われず、通常の P 組織を呈するにすぎないが、C.T. が低いほうが α 粒が微細化し、かつ Nb(C, N) や V(C, N) もマトリックス中に微細析出するため、強度の増す傾向が認められる。

一般に、スラブ加熱温度が低下するにつれ、仕上圧延以降の段階で Nb(C, N) として微細析出し硬化に寄与すべき固溶 Nb 量が減少するため、製品の強度が低下することが知られている。しかし、本実験材のように C 量が $0.08\sim 0.10\%$ と低い鋼では、スラブ加熱温度を 1150°C まで低下させても 0.030% 以上の Nb が固溶していることが

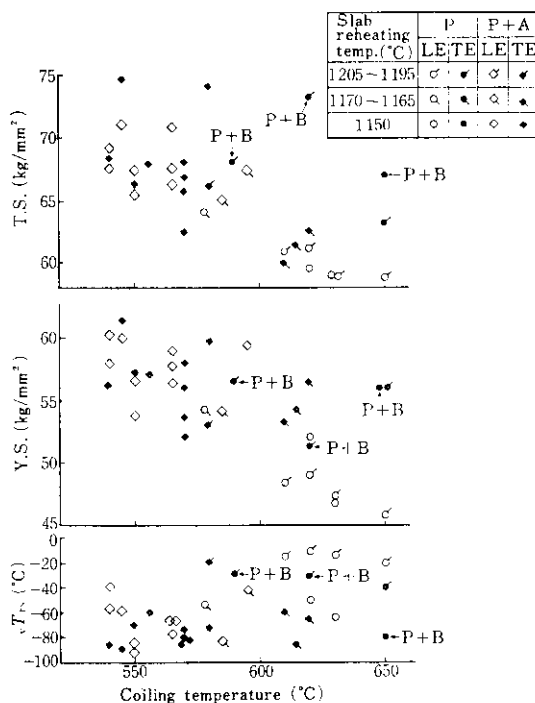


Fig. 8 Effects of coiling temperature and microstructure on the mechanical properties of control-rolled high strength hot coils (Nb-Mo steels)
P: Polygonal ferrite-pearlite structure, A: Acicular ferrite structure, B: bainitic structure

Nb(C, N)の溶解度積¹³⁾から推定される。またスラブ加熱温度が 1150°C と低温の工程材の仕上圧延直前のシートバーにおいてさえ、約 0.030% の Nb が固溶していることを確認している。なおこの固溶 Nb 量は鋼中全 Nb 量の約 80% 以上に相当する。したがって上述したようにスラブ加熱温度を 1150°C まで低下させても Y. S. が減少する危険はない。さらに本報告の制御圧延はその圧延途中において温度調整のための待ち時間を必要としないので、圧延途中での Nb (C, N) の析出が少なく、したがって仕上圧延以降の段階での Nb(C, N) 析出による強度増加を有効に利用することができる。

4. 高張力熱延コイルの品質

4.1 電縫鋼管用熱延コイル

電縫鋼管用素材として製造した API 5A J55

用および API 5LX X60 用熱延コイルの機械的性質の実績例を **Table 1** に示す。なお API 5LX X60 材 (6.35mm厚) は、造管およびその後の引張試験のための平板化によるバウシンガー効果¹⁴⁾を考慮して、コイルの状態ではX70レベルの強度を出させたものである。**Table 2** には、これらの素材を各ユーザーにおいて造管したときの超音波

探傷およびへん平試験結果を示す。超音波探傷およびへん平試験の不良率は非常に低い。

4・2 スパイラル鋼管用熱延コイル

4・2・1 DIN ST 52-3 グレード

Table 3 に 12.0mm×1500mm コイルの機械的性質実績例を示す。

Table 1 Average values of the mechanical properties of the hot coils for ERW pipe

Grade	Coil size Thickness×Width (mm) (mm)	Direction	Tensile test			Charpy test (½ size)
			Y. S. (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)	El. (%)	Shear area % at 0°C
API 5A J55	5.16×359.2	L	(>38.7) 45.5	(52.7~66.8) 56.4	(>20.0) 34.2	(Not required) Not examined
API 5LX X60	6.35×1630	T	(>42.2) 50.3	(>54.8) 63.0	(>24) 27.6	(>50) 100

L : Longitudinal

T : Transverse

() : Specified value

Table 2 User's results of the ultrasonic and the flattening tests on ERW pipes

Grade	Pipe size (mm ²)	Total weight of product (t)	Rejection rate by ultrasonic test (%)	Rejection rate by flattening test (%)
API 5A J55	114φ×5.16	1 900	0.60	0.75
API 5LX X60	508φ×6.35	2 400	1.29	Not examined

Table 3 Average values of the mechanical properties of the DIN ST 52-3 grade hot coils for spiral-weld pipe (Coil size : 12.0m×1500mm)

Order No.	Total weight of product (t)	Tensile test*			Charpy test**
		Y. S. (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)	El. (%)	$vE_{-20^{\circ}C}$ (kg·m/cm ²)
1	2 400	49.3	60.6	25.9	16.7
2	2 950	48.6	60.5	25.8	19.5
3	2 940	48.9	60.3	25.1	18.0
4	2 500	48.2	60.4	25.7	17.7
Specified value		≥36	52~64	≥19.8	≥ 3.5

* Transverse direction

** Longitudinal direction

4.2.2 API 5LS X60 グレード

11.13mm×1500mm コイルの機械的性質の実績例ヒストグラムを Fig. 9 に示し、これらのコイ

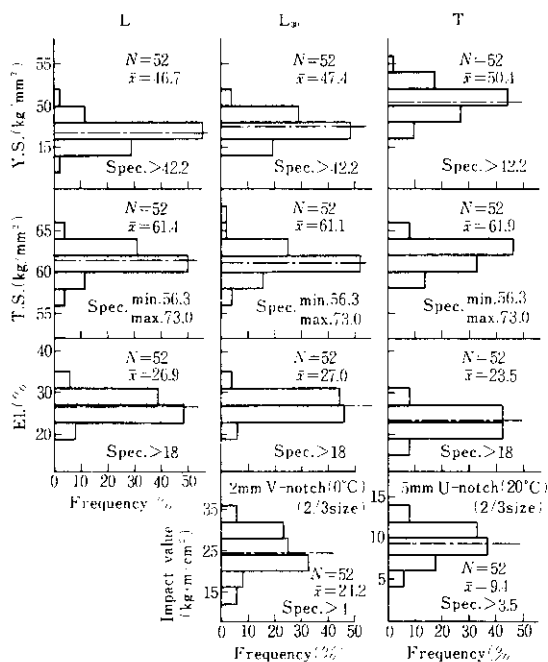


Fig. 9 Histograms of the mechanical properties of API 5LS X60 grade hot coils (Coil size: 11.13mm×1500mm)
(L: Longitudinal direction, L30: 30 degrees direction from longitudinal direction, T: Transverse direction)

ルの長手方向の引張特性の分布の一例を Fig. 10 に示す。衝撃試験はL方向から30°の角度の方向 (L30方向) で2mm V ノッチ、そしてT方向で5mm U ノッチシャルピー試験を行った。またこれらのコイルの厚みと幅の実績例ヒストグラムを Fig. 11 に示す。

つぎに分塊スラブおよび連铸スラブから製造した 12.7mm×1500mm コイルの L, L30, T 各方向の引張試験結果および L30 方向の 2mm V ノッチ、T 方向の 5mm U ノッチシャルピー試験結果のそれぞれ平均値を Table 4 に示す。また Photo. 4 に 12.7mm×1500mm コイルの外観写真の一例を示す。これらの例から明らかなように、コイルの形状および寸法精度もユーザーの要求を完全に満している。

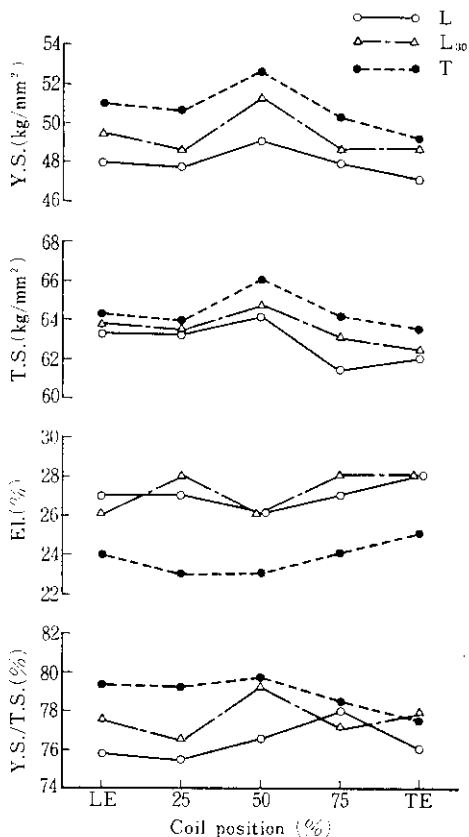


Fig. 10 Typical distributions of the mechanical properties over the length of API 5LS X60 grade hot coil (Coil size: 11.13mm×1500mm)
(L, L30, T: see Fig. 9)

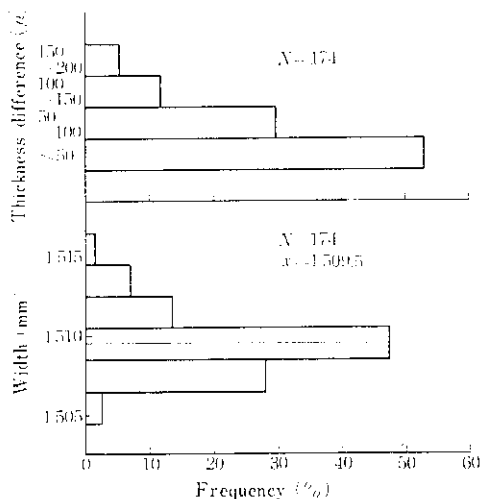


Fig. 11 Histograms of the thickness and the width of API 5LS X60 grade hot coils (Coil size: 11.13mm×1500mm)

Table 4 Average values of the mechanical properties of the API 5LS X60 grade hot coils manufactured from the continuously cast slabs and the conventionally rolled slabs (Coil size : 12.7mm×1500mm)

	C.E. (%)	Direction	Tensile test				Charpy test	
			Y.S.	T.S.	El.	Y.S./T.S.	2mmV-notch	5mmU-notch
			(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)	(%)	$E_{0^{\circ}\text{C}}$ (kg·m/cm ²)	$E_{+20^{\circ}\text{C}}$ (kg·m/cm ²)
Continuously cast slabs	0.365	L	45.2	60.6	26.3	74.7	—	—
		L ₃₀	46.3	60.3	25.5	76.9	19.0	—
		T	48.1	61.2	23.3	78.3	—	10.3
Rolled slabs	0.359	L	45.7	60.8	26.2	75.1	—	—
		L ₃₀	46.3	60.7	26.7	76.1	19.3	—
		T	47.9	61.1	23.7	78.4	—	9.8
Specified value	≤0.43	L	>42.2	56.3~73.0	>18	<85	—	—
		L ₃₀	"	"	"	"	>4.0	—
		T	"	"	"	"	—	>3.5

C.E. = %C + %Mn/6

L : Longitudinal

L₃₀ : 30 degrees from longitudinal direction

T : Transverse

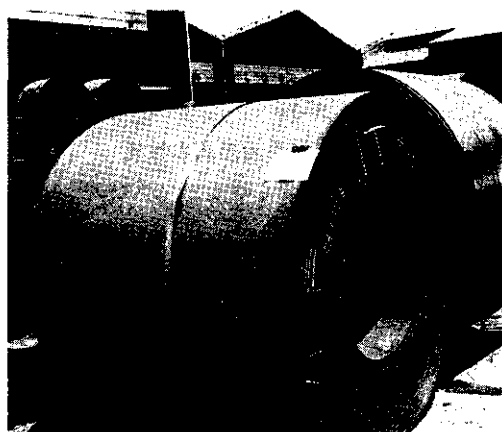


Photo. 4 Appearance of tightly wound hot coil of API 5LS X60 grade (Coil size : 12.7mm×1500mm)

4.3 寒冷地用 API 5LS X70 グレード (試作材)

低 C-Nb-Mo 鋼 (C : 0.08~0.10%, Mn : 1.45

~1.55%, S : 0.004%~0.006%, Nb : 0.033~0.038%, Mo : 0.180~0.216%) を供試材として、12.4mm×1230mm サイズの寒冷地用 API 5LS X70 グレード熱延コイルを18コイル試作した。すべてのコイルの全長にわたって P + A 組織が得られ、熱延コイルでの引張および衝撃試験結果は以下に示すように非常にすぐれており、現在もっとも要求の厳しい規格の一つである C. A. G. S. L. (Canadian Arctic Gas Study Limited) 規格¹⁵⁾ の“A”タイプを十分満足するものである。

これら18コイルの引張および衝撃特性のヒストグラムをそれぞれ **Fig. 12** および **Fig. 13** に示す。またこれらのコイルの長手方向の引張および衝撃特性の分布の一例を **Fig. 14** に、そのコイルの T E 部の衝撃特性の面内異方性を **Fig. 15** に示す。

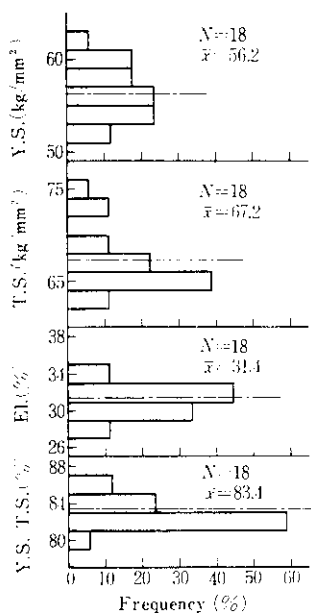


Fig. 12 Histograms of the tensile properties of API 5LS X70 grade hot coils (Nb-Mo steels, coil size: 12.4mm x 1230mm) (Transverse direction)

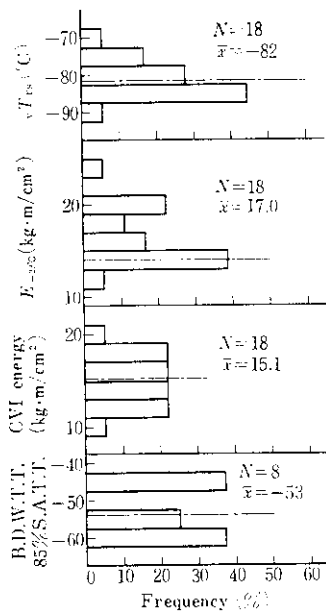


Fig. 13 Histograms of the ductile properties of API 5LS X70 grade hot coils (Nb-Mo steels, coil size: 12.4mm x 1230mm) (Transverse direction)

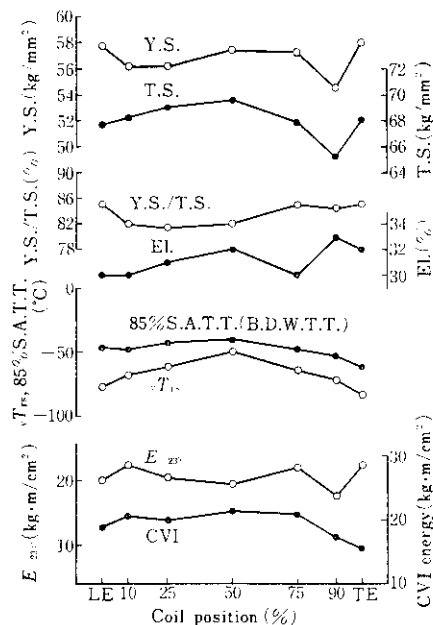


Fig. 14 Distributions of the mechanical properties over the length of API 5LS X70 grade hot coil (Nb-Mo steel, coil size: 12.4mm x 1230mm) (Transverse direction)

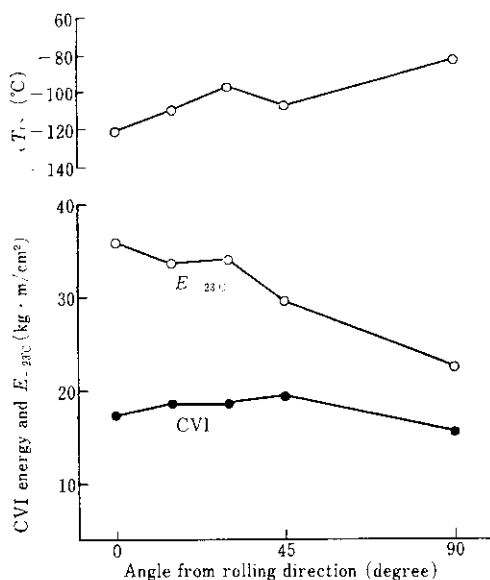


Fig. 15 Planar anisotropies of the Charpy properties of API 5LS X70 grade hot coil (Nb-Mo steel, coil size: 12.4mm x 1230mm)

5. 溶 接 性

5.1 スパイラル鋼管溶接部の性質

一例として現在もっとも高級な API 5LS X70 グレード、板厚 12.4mm のホットコイルを、管外径 711.2mmφ のスパイラル鋼管に造管したときの結果について述べる。ホットコイルの化学組成を Table 5 に、そして造管時の溶接条件を Table 6 に示す。溶接方法は 2 電極式サブマージドアーク溶接で、先行電極は直流、後行電極は交流を負荷した。また溶接材料としては高塩基性焼成型フラックスと Lynde #100 に相当する KW-103 B ワイヤを用いた。Table 7 に溶接部および熱影響部の衝撃特性および硬さを示す。これらのデータから明らかなように、溶接部および熱影響部の衝撃特性は良好であり、寒冷地での厳しい使用にも十分耐えうるものと判断される。

Table 5 Chemical compositions of the API 5LS X70 grade hot rolled coils (wt%)

Coil	C	Mn	Si	S	P	Nb	Al	Mo	C. E. *
1	0.09	1.54	0.12	0.005	0.007	0.036	0.032	0.216	0.39
2	0.09	1.47	0.10	0.006	0.007	0.038	0.036	0.204	0.38

$$* : \text{C. E.} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15}$$

Table 6 Welding conditions

Pipe *	Welding side	Pole	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (m/min)	Heat input (kJ/cm)
1	Inside	Leading	750	26	1.60	14.6
		Trailing	650	30		
	Outside	Leading	1 100	32		22.1
		Trailing	700	34		
2	Inside	Leading	700	26	1.30	17.4
		Trailing	650	30		
	Outside	Leading	1 000	32		23.8
		Trailing	650	30		

* : See Table 5

Table 7 Properties of the weld joint in spiral-weld pipes

Pipe	Tensile test*		Charpy V-notch impact test (2/3 size)**								Hardness distribution Hv (Load: 1kg)		
	Tensile strength (kg/mm ²)	Fracture location	Weld metal				Heat affected zone				Base metal	Heat affected zone	Weld metal
			γT_{rs} (°C)	E_s (kg·m)	$E_{-4^\circ\text{C}}$ (kg·m)	$E_{-23^\circ\text{C}}$ (kg·m)	γT_{rs} (°C)	E_s (kg·m)	$E_{-4^\circ\text{C}}$ (kg·m)	$E_{-23^\circ\text{C}}$ (kg·m)			
1	72.1	Base metal	-54	10.0	10.0	5.3	-54	8.9	8.0	5.3	210~220	200~230	225~240
	72.2	Base metal											
2	72.7	Base metal	-76	8.8	8.8	8.4	-40	8.8	8.6	6.2	190~210	190~220	230~240
	72.0	Base metal											

* : API type specimen with weld reinforcement

** : Average absorbed energy for three specimens

 E_s : Shelf energy $E_{-4^\circ\text{C}}$: Absorbed energy at -4°C $E_{-23^\circ\text{C}}$: Absorbed energy at -23°C

5.2 フィールドウェルド時の溶接性

スパイラル鋼管は現地でガス溶接されるが、そのときの溶接性評価のため、溶接割れ試験として Battelle under-bead cracking test および溶

接硬化試験として IIW 最高硬さ試験を行った。

Table 8 に Battelle under-bead cracking test の結果を示す。今回は、割れの測定をまずカラーチェックで行ったがまったく検出できなかった。そこでさらに 400 倍で検鏡して割れの検出に努め

Table 8 Percent cracking in the under-bead cracking test

Pipe	Magnification	Preheating temperature (°C)				
		0	30	50	75	100
1	×400	0	0	0	0	0
2	×400	0	0	0	0	0

Welding condition:

Electrode; E-7010, 3.2mm dia.

Drying condition of electrode; 75°C×30min

Welding current; 100A

Arc voltage; 26V

Welding speed; 2.5m/min

Heat input; 6.1 kJ/cm

Table 9 Maximum hardness in the IIW test

Pipe	Maximum hardness (H _v -10)
1	262
2	251

Welding condition:

Electrode; E-8018, 4.0mm dia.

Temperature of specimens; 20°C

Welding current; 170A

Arc voltage; 23V

Welding speed; 1.5m/min

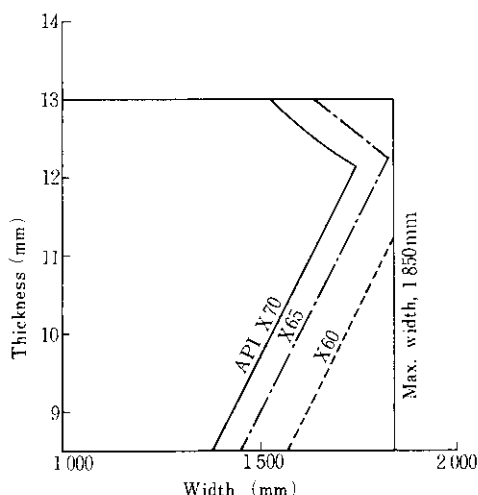
Heat input; 15.6kJ/cm

たにもかかわらず、割れはまったく認められず良好であった。なお Canadian Arctic Gas Study Limited の規格¹⁵⁾によれば、割れの測定はカラーチェックで行い、割れ率が20%以下と規定されている。IIW 最高硬さ試験結果を **Table 9** に示す。最高硬さは250~270程度と低く、この面でも溶接性が良好であるといえる。

6. 高張力熱延コイルの製造可能寸法

当社千葉製鉄所のホットストリップミルでの制御圧延により製造可能な高張力コイルの寸法範囲を **Fig. 16** に示す。API 規格 X70 グレードでは、板厚 12mm で最大幅 1700mm のコイルが製造可能である。

一方、水島製鉄所ホットストリップミルは、最大幅 2200mm まで製造可能な最新鋭ミル¹⁶⁾であり、さらに強力コイラーの設置により、13mm 以上の板厚の広幅高張力コイルも巻取り可能となった。その一例として、Nb-V 鋼を板厚16mm、板幅 1500mm のコイルに圧延した結果を **Table 10** に示す。X65 グレードの強度でかつ衝撃特性のす

**Fig. 16** Maximum sizes of control-rolled hot coils available at the Chiba Works**Table 10** Properties of the control-rolled heavy thickness coil (X65 grade) at the Mizushima Works (Coil size: 16mm×1500mm)

Direction	Tensile test			Charpy test		
	Y.S.	T.S.	El.	E_0	CVI	vT_{TS}
	(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)	(kg·m)	(kg·m)	(°C)
	48.5	63.6	43	24.2	19.0	-70
T	53.0	64.7	40	13.5	12.5	-50

L; Longitudinal

T; Transverse

ぐれたコイルが製造可能である。

7. む す び

低温での衝撃特性のすぐれた無欠陥のラインパイプ用高張力熱延鋼帯を製造する際、その品質設計上の要点とホットストリップミルに最適な制御圧延条件を中心に技術的背景を説明し、あわせて製品の品質および造管時の溶接性能について紹介した。

とくに、ホットストリップミルによる圧延では、その途中で温度調整のための待ち時間を設けることなく能率よく製造することが望ましい。そのためにはスラブ厚みを粗圧延の合計圧下率が85%以上となるように選び、スラブ加熱温度をたとえば $1150^{\circ}\text{C} \sim 1170^{\circ}\text{C}$ という低温側に管理することにより、粗圧延後の γ 粒度を粒度番号約8まで微細化させることがまず肝要である。このよう

な条件下ではその後の仕上圧延の圧下率がたかだか50%と少なくとも α 粒は微細化し、かつベイナイト組織が出現せず、靱性のすぐれた高張力熱延鋼帯が製造できる。またコイル巻取温度を 600°C 以下に制御することにより、シャルピー遷移温度を上昇させることなく降伏強さを増加させることができる。さらに鋼中S量の低下とREMの適切な添加により、とくにT方向のシャルピー吸収エネルギーを顕著に向上させることができる。

以上の知見を有効に活用することにより、API規格X70グレードまでの低温衝撃特性のすぐれた厚手の広幅高張力熱延鋼帯を能率よく製造することができ、多くの実績を得ている。

なお本報告は千葉製鉄所および水島製鉄所の管理部、熱間圧延部、製鋼部をはじめとする関係各位の協力により作成されたものである。ここに付記して感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) W. von dem Esche, K. Kaup, H. J. Lehmann and H. Wladia : Proc. ICSTTCS (Suppl. Trans. ISIJ), 11 (1971), 1096
- 2) W. A. Maxey and R. J. Eiber : Final Report on Ductile Fracture Behavior in 48in-diameter Pipe to A.G.T.L., 1972, [Battelle Columbus Lab]
- 3) 三好, 福田, 野崎, 奈良, 京極 : 鉄と鋼, 60 (1974), S214
- 4) F. de Kazinczy and W. A. Backofen : Trans. ASM, 53 (1961), 55
- 5) B. M. Kapadia, A. T. English and W. A. Backofen : Trans. ASM, 55 (1962), 389
- 6) 桜谷, 垣生, 江見, 飯田 : 鉄と鋼, 59 (1973), S449
- 7) 桜谷, 垣生, 江見 : 鉄と鋼, 59 (1973), S450
- 8) L. F. Porter : ASM Seminar on Fracture Control, Theory and Applications, Philadelphia, Jan., (1970)
- 9) T. Coleman, D. Dulieu and A. Gouch : 3rd International Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Cambridge, Aug., (1973)
- 10) 三好, 寺崎, 福田, 金子 : 鉄と鋼, 60 (1974), S219
- 11) 西田, 加藤, 大橋 : 未発表資料
- 12) 西田, 加藤, 大橋, 中里, 森, 森 : 鉄と鋼, 59 (1973), S634
- 13) たとえば K. J. Irvine, F. B. Pickering and T. Gladman : JISI, 205 (1967), 161
- 14) たとえば横山, 大坪, 山県, 杉本 : 川崎製鉄技報, 6 (1974) 4, 23
- 15) Canadian Arctic Gas Study Limited, Pipe Specifications, Jan. 1973
- 16) 清水, 武田, 梅本 : 川崎製鉄技報, 5 (1973) 2, 263