

第1回湯川記念技術講演

UDC 669.14.018.295 : 669.293

含銅ニオブ高張力鋼の機械的性質および
溶接性に関する考察*

A. L. DeSy

Optimisation of Composition and Rolling Variables of Tough, Ductile
and Readily Weldable Medium Strength (30-42 kgf/mm² Y. S.) Low
Copper-Niobium Steels

1. 目 的

今日、強度的特性において普通軟鋼よりも明らかに優れている鋼を求める声が現実にあがっており、そして、もしメーカーが強度のみならず冷間成形性と溶接性でも優れている鋼を提供しうるならば、その種の高張力鋼の需要は非常に急速に増大するのであらうと考えられる。

しかしながら、現在では、高張力鋼の使用量が増大するには次のような難点がある。すなわち：ユーザーの側への宣伝が不十分である。必要とする寸法の製品が常に市販されているとは限らず、また多くの高張力鋼は、たとえば靱性や遷移温度が良好であつても溶接性や冷間成形性が十分でないなど、加工上の必要条件が満足されていないことが多いのである。

すでに非常に多くの、おそらく多過ぎるほどの種類の

高張力鋼が市販されている。これらは高強度低合金鋼 (HSLA)、高強度合金鋼 (HSA)、および高強度調質鋼の3つの型に分類することができるが、いずれにせよこれらの合金鋼には、まず価格が高く、つぎに加工時に必要となる性質のうちのあるものが十分でないという欠点がある。たとえば、調質鋼については、ガス切断や溶接に不可避である熱サイクルに対する感受性が高く、焼き入れによつて得られた強度的諸性質が、これによつて不可避的に破壊されてしまうという欠点がある。強度の低下は非常に局所的であるとはいえ、溶接構造物の全体としての強度は、その最も弱い部分によつて支配される以上、これは往々にして致命的である。

現在、広い意味での構造物用に要求されている鋼は、中間強度 (降伏強度で 30, 36 または 42 kg/mm²) で熱サイクルに鈍感であり、このゆえに完全に溶接が可能であり、加えて優れた冷間成形性と靱性を有するものであつて、溶接構造物としても脆性破壊の危険がない鋼である。

ここで“高張力”なる語は、約 30 kg/mm² から 100 kg/mm² の降伏強度範囲に対応しているので、ここでは高張力鋼を次の3つのクラスに分類する。すなわち、降伏強度で、30~45 kg/mm² を「中間強度鋼」、45~60 kg/mm² を「高張力鋼」、60 kg/mm² 以上を「超高張力鋼」と称することにする。

この分類法は、おのおの異なる強化方法に対応しているので、適当であると考えられる。たとえば、中間強度は非常に低い濃度の合金または微量添加 (マイクロアロイング、たとえば 0.02% Nb) によつて得られ、高張力級強度はこれよりも明りょうに高い合金量の他に時

* 昭和46年4月20日 経団連会館において開催された湯川記念技術講演

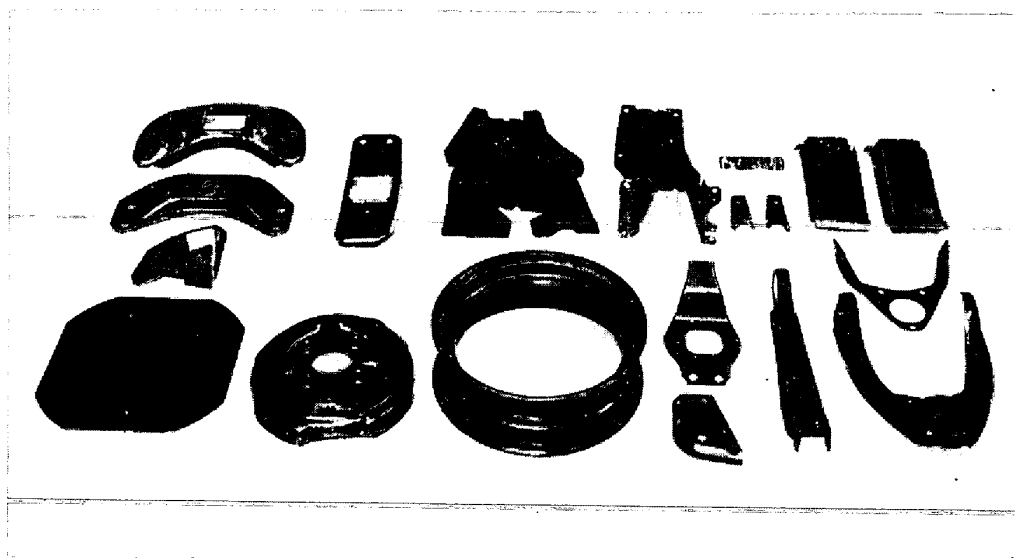


写真 1. 代表的な非曝露型自動本部品

効処理または強制冷却を必要とし、さらに超高張力級強度は、一般に焼き入れ処理を要求するものである。

価格的に比較的低廉であり、しかも非常に多様な目的に適合しうることにより重点を置き、われわれは中間強度（降伏強度 $30\sim 42 \text{ kg/mm}^2$ ）であつて、優れた溶接性、すぐれた冷間成形性、およびよい靱性を兼備する鋼の開発を志した。すなわち、われわれは、目標を低炭素鋼と同様の万能的な適用性を有しながら、強度はそれよりも明らかに高い水準にある鋼の開発に置いたのである。

この目的に対して、多くの化学組成を考慮した結果、われわれは Cu と Nb の組み合わせを選んだ。すなわち、Cu はその有効な固溶強化作用と結晶粒微細化効果のゆえに、板鋼には $0.25\sim 0.35\%$ 添加、型鋼には $0.4\sim 0.5\%$ 添加とし、一方 Nb はその強力な析出硬化能と結晶粒微細化作用から $0.005\sim 0.03\%$ 添加とした。この場合、Nb が強化の大部分を受け持つことは明らかであるが、Cu にも無視しえない効用があるうえ、鋼の耐摩耗性を明らかに向上させる効果もある。

この両性質を兼備しているがゆえに、Cu-Nb 鋼は輸送産業に特に適している。これは、輸送産業では、軽量化と耐腐食・耐摩耗性の向上に成功すれば、鋼の価格が多少高くなつても、十分なメリットが出せるからである。その中でも、まず鉄道への適用が考えられ、ホッパー車、石炭用または汎用無蓋車、海運、陸運兼用のコンテナなどがその例である。特にコンテナでは、ペンキ塗装の有無にかかわらず、軽量と同時に耐腐食性が重要である。

その他の適用例としては、トラック・タンクローリー・清掃車・トレーラー・土木機械の部品などが有望であ

る。さらには自動車部品の中でも、前方サスペンション用の部品、後部サスペンション用の上部および下部アーム部品、または車輪のスパイダーおよびリムなどの非曝露部品用材料としても有用であろうと思われる。この種の部品を写真 1 に例示するが、すべて $2\sim 4 \text{ mm}$ の熱間圧延シートまたはコイルから冷間成形したものである。ある自動車メーカーは、すでにこれらの部品の数種類を非常に延性に富む中間強度鋼でつくることを考慮した。これは安全性を犠牲にせずに部品を軽量化することを意図しているのである。

この種の鋼の潜在的な適用例はこのほかにも多数あり、たとえばガス・ガソリン・酸素などの貯蔵タンクおよび輸送パイプラインが考えられる。さらにまたこれら板材の用途例のほか、建築物・橋梁・クレーン・発電所・送電鉄塔などの建設には型材も広く使われるはずである。ただし、これには鋼の価格の上昇が構造物の軽量化によつて補償されると同時に、耐腐食性の向上によつてメンテナンス費および耐用年限で相当の利得が得られることが必要であろう。

2. 化学組成および圧延条件の最適化

最終製品の性質を左右する因子は無数にあり、それらの相当数は実験室では研究しえないものである。たとえば、偏析・トラックタイム・ピットにおける均熱時間・インゴットの型および圧延材の重量、すなわち圧延後の冷却速度などが及ぼす影響は、実験室的には不可知である。したがつて、研究は原材料・溶製および鑄造方法・インゴットの型・最終製品などの因子を一定とし、鋼の組成および熱間圧延条件を系統的に変えて行なうことと

した。

2.1 A. 化学組成

上述の目的に対して、われわれは極低炭素・Cu・Nb鋼で、0.25~0.50% Cu・0.005~0.03% Nbを基本組成とした。われわれが100種以上の組成につき試験を行なつてこの組成に至つた経過につき述べる。

2.1.1 炭素

普通炭素鋼でも、コントロール圧延と急速冷却（極端な場合は焼き入れとなる）によつて、非常な高強度と、フェライトパーライトからマルテンサイトに至る組織の微粒構造の兩者を得ることができるものであるが、工業的には急速冷却は厚さの薄い製品の場合にのみ可能である。

調質高張力鋼の製造は今日非常に一般化しており、またこの種の鋼は限定されているとはいえ、興味ある利用法を有しているのであるが、熱サイクルに鈍感である鋼の開発には、この焼き入れによつてマルテンサイトまたは中間段階組織とすることによつて強度を保証する方法は適用できない。さらに、熱間圧延後の冷却を空冷とする場合には、炭素が降伏点に及ぼす影響は無視できる程度に過ぎないので、この面からいつても炭素は不必要である。また、空冷すれば炭素はパーライトを増して引張り強さを相当に向上させるが、これによつて溶接性・冷間成形性および靱性はそこなわれてしまう。また、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度の低下に伴う細粒化効果があるとはいえ、これはこれらの損失を補償しえるほどのものではない。

したがつて、炭素量は通常の工業的大量生産法において可能である最低限度とするのが適當である。すなわち、LD-AC法とか2回スラッグ法によれば、その強酸化性の第2スラッグによつて、溶鋼中の炭素量0.03%、製品鋼の炭素量0.04%が可能であるが、普通のLDまたは1回スラッグ法では、炭素量をそこまで下げることは有利ではなく、また経済的でもないで、鋼中炭素量0.05~0.80%が現実的な最低量であると考えられる。したがつて、冷間成形性がおそらく最も重要な加工上の要件となるであろう板材に対しては、この値を適用する。

一方、構造用型材では冷間成形性はたいして重要ではなく、むしろ降伏点、引張り強さの兩者がより高いことが望まれるので、炭素量を0.10~0.13%とした。この程度であれば、炭素当量

$$\left(C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \right)$$

は0.40以下にとどまり、延性・靱性、および溶接性はすべて良好である。

2.1.2 窒素

靱性に富み、時硬を起こさない鋼を製造するには、窒素量を低く押える必要があることは、とくに強調するまでもないほどである。この例外はIN鋼で¹⁾、これは窒化アルミニウム (AlN) 析出物がまだ完全に固溶しておらず、したがつて結晶粒界がピンどめされている温度範囲で加工熱処理をするか、または最終的に熱処理（焼きならし）を行なつて、結晶粒を微細化させた鋼である。

酸素製鋼によつて溶製された鋼では、窒素量は普通30 ppmほどであるから、窒素は問題にならない。しかしながら、われわれはLD鋼のスラップを再溶解して小型のスラブ型インゴットを鑄造せざるをえなかつたため、温度を約1650°Cまで上げたときに明らかな窒素ピックアップがあり、窒素量は40~60 ppmであつた。この値は心配するほど高い値でもないし、またAlで沈静したので、窒素脆下の心配はなかつた。

2.1.3 アルミニウム

酸素を沈静するに必要な量以上に添加されると、AlはAlNを形成し、それ以上の量は鋼中に固溶して多少のフェライト強化効果を示す。

約1000°C以上の高温ではAlNは温度の上昇とともにしだいに固溶し、そして冷却過程で、特に700~600°Cの温度範囲でAlNが再析出する。析出している限り、AlNは非常に有力な結晶粒微細剤として働くが、これには熱間圧延に先立つて焼きならしまたは適当な高温へ加熱することが必要である。

しかしながら、普通の工業生産法におけるように、約1250~1300°Cの均熱温度へ加熱すると、AlNはほとんど完全に固溶してしまい、その結晶粒微細化能は、下部オーステナイト温度範囲で圧延しても、明りょうには現われなくなる。これに対して前述したIN鋼ではAlNの含有量を高くし、相当な高温にまで加熱しても、AlN析出物がすべて固溶し切らないように工夫されている。

いずれにしても、Alの添加はよい鋼の製造には不可欠であつて、それは品質の保証とNb量の正確なコントロールにも関連する。この場合、Nbは結晶粒微細化において、Alの代役となるのである。

以上のような理由で、Al添加量を酸素と窒素を沈静するに必要な最小限にとどめることが望ましいのであるが、実験室溶解ではAl添加の効率が不正確であつたために、残留Al量として相当多量の0.02~0.10%とせざるをえなかつた。

2.1.4 マンガン

Mn はよく知られているとおり、鋼の基本的合金元素の1つであり、またその効用は多様である。すなわち、まずSに対して親和性を有するので、鉄の硫化物または酸化硫化物が粒界に析出して悪影響を及ぼすのを防止する効果がある。つぎに、二次的な効果として、まず固溶強化元素として非常に有効であり、つぎにオーステナイトを安定化して γ - α 変態点を下げ、特にオーステナイト温度範囲の下部で大量の圧延加工を与える場合にはフェライト粒を微細化し、第3にオーステナイト安定化能によつて、フェライト領域を右方へ移し、その結果、とくに冷却速度と炭素量が同時に高い場合には、比較的にもろいペーナイトの形成を助長し、第4に炭素に対して親和性を有するので、共析点を左方に移動させ、一定の炭素量に対してパーライト量を増加させて引張り強さを向上させる、などの効用がある。さらに、炭素当量におけるMnの影響は炭素自身の1/6にしかすぎないので、溶接性は、炭素量0.10~0.13%、Mn量1.4%以下の構造用鋼の場合であつても、大きな影響を受けずに済むものである。

このゆえに、Mn量は降伏点30~42 kg/mm²の板材で良好な冷間成形性と溶接性を要求するものに対して、0.6~0.7%、現行の諸種規定によつて、最小引張り強さ52 kg/mm²を要求される構造用型鋼では、炭素0.10~0.13%に対し、Mn1.2~1.4%とした。

2.1.5 銅

P・Siと並んで、Cuは固溶強化三大元素の1つであるが、前二者とは反対に、Cuは靱性をたいしてそこなうことはないという特徴を有する。IRVINEとPICKERING²⁾によれば、Cuの固溶強化効果は、降伏強度の上昇として、0.55~1.03%の範囲で3.9 kg/mm²/% Cuといわれているが、本研究では、0.3% Cu鋼で5.3 kg/mm²/% Cuが得られている。これは、合金元素の影響は一般に直線的ではなく、低濃度範囲でより強く現われることを考えれば理解できる。

つぎに、Cuはオーステナイト安定化元素であり、そして γ - α 変態点を下げて結晶を微細化するが、これは最終圧延パス温度がオーステナイト領域の下部である場合にとくに顕著である。

この固溶強化と結晶粒微細化の2効果によつてCuは降伏強度の向上に相当有用である。この場合、冷間成形性は多少そこなわれるが、溶接性は影響を受けずにすむ。

..Cuの第3の効果、すなわち析出効果によつて約10kg/mm²/% Cuの降伏点上昇を期待できる。しかし、この硬化は0.6%以上の含有量で、しかも約500°Cで1~2

hrの時硬処理を行なつて初めて得られるものであるの、ここでは考慮しないことにする。

最後に、よく知られているように、Cuは耐腐食性を向上させ、含有量0.25~0.35%で大気腐食に対する抵抗は少なくとも約2倍となる。

これらを考えて、Cu含有量を表面状態が重要である板材には0.25~0.35%、構造用型鋼には、熱間脆性を考慮して、その限度近くの0.4~0.5%とした。

2.1.6 ニオブ

Nbは炭化物または炭窒化物を形成し、その析出の微細度、分散度、および量によつて析出硬化剤として作用する。この析出硬化によつて延性と靱性はそこなわれ、その結果、特に粗粒の場合には、鋼の質そのものも悪化するおそれがあるが、加工熱処理の条件が適正であれば組織は非常に細粒構造となり、相当の降伏点増加と良好な延性および靱性が得られるものである。

この完全に有益な効果を得るためには、まず圧延または中間焼鈍の均熱温度としては普通である約125°Cへ加熱してNb化合物を固溶すること、つぎに適切な加工熱処理、すなわちコントロール圧延によつてNb化合物をできうる限り微細に分散した析出物として再析出せしめること、の2件が必要である。

加工熱処理における重要な因子は、加工温度、加工量、おそらくは加工速度、そして冷却速度であると思われる。

すなわち、冷却速度が早ければ、Nbを過飽和状態に置くことができ、また、塑性加工はひずみ誘起型の析出を助長するので、最良の微細析出状態は、おそらく加工温度が最も低いとき、および塑性加工が最大量であるときに得られると考えられる。析出は、選択的に結晶粒界とか結晶亜粒界などの現存する界面において行なわれるので、Nb析出物は、おそらく結晶粒成長を非常におくれさせるか、またはこれをまったくどめてしまい、この場合はオーステナイトの方位変化のない(in situ)再結晶のみが起こるのであろう。

他方において、変形量が大きければオーステナイト結晶粒は変形されたままで伸長され、そして温度が十分に低ければ、無数のNb析出物は、おそらく γ - α 変態の核として働くであろうから、非常に細かいフェライト粒度をもたらすことになる。この γ - α 変態の後には、Nb化合物の析出はフェライト粒内において行なわれ、析出物の微少さと分散度は、再び冷却速度によつて左右されることになる。

最良の組み合わせの性質を得るためには、1000°C以下で約50%以上の加工量を与え、圧延最終温度をAr₃、

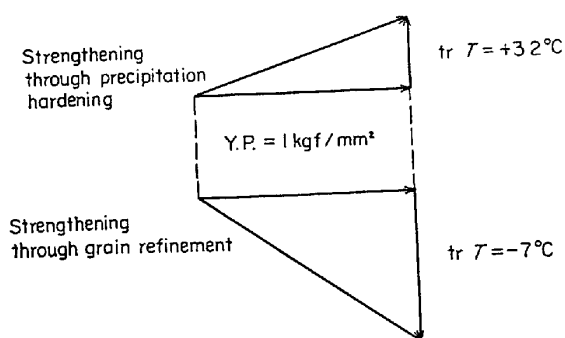


図1 Nb鋼の諸性質におよぼす構造因子の影響

点のやや上, または 900°C よりもたいして高くない温度とする必要があり, また, この圧延中および γ - α 変態中における冷却速度が大きいほど有効であるので, 薄い製品のほうが有利である。

以上をまとめて, Nb は, 結晶粒微細化と析出硬化によつて, 高度の降伏強度上昇を二重に保証するが, このうち結晶粒微細化硬化の方がはるかに有効で, しかも靱性および延性にも非常によい影響を与えるに對し, 析出硬化のほうは有害であるといえる。

PICKERING と GLADMANN³⁾ は, この2種類の Nb の強化機構が衝撃遷移温度に及ぼす影響を分析して, 降伏強度の増加 1 kg/mm² あたり, 結晶粒微細化硬化で衝撃遷移温度は 7°C 低下するに反し, 析出硬化では 3.2°C 上昇すると結論している。

これを図1にベクトル図で示す。この図によつて, 高張力鋼を開発するには結晶粒度を最高まで利用すべきであることが非常に明りょうにわかる。したがつて, 結論は明らかであり, それは Nb による強化は細粒が得られるときのみ有効である, という ことにはかならない。

2.1.7 Mn・Cu および Nb の複合硬化

PETCH⁴⁾ や他の数人の人々の研究によつて, 今日では鋼の降伏強度をその化学組成と結晶粒度から計算することが可能となつた。さらには, Nb 鋼のように析出物を含有する鋼に対しては, PICKERING らが拡張した PETCH-PICKERING 式がある。すなわち,

PETCH 式:

$$\sigma = \sigma_0 + \sum k_i C_i + k_y d^{-1/2} \dots\dots\dots (1)$$

PETCH-PICKERING 式

$$\sigma = \sigma_0 + \sum k_i C_i + k_y d^{-1/2} + k'_y l^{-1/2} \dots\dots\dots (2)$$

ここに, σ = 下降伏強度

σ_0 = 無限大のフェライト結晶中で1本の転位を動かすに要する力

k_i = 合金元素 i の固溶硬化係数

C_i = 合金元素 i の固溶濃度 (wt %)

k_y = 1本の転位を産み出すかまたは解放するに要するエネルギーを表わす係数

d = フェライト粒径

$k'_y = (\mu b \mu' / 2c)^{1/2}$ = 析出硬化係数で,

μ = マトリックスの剪断弾性係数

μ' = 析出相の剪断弾性係数

b = 転位のバーガスベクトル

c = 粒子の結晶性を表わす定数

l = 析出物間の平均距離

すなわち, PETCH-PICKERING 式は, 固溶強化, 析出硬化, および結晶粒度の三者の重畳効果を与えるものである。

しかしながら, PETCH 式における係数のすべてが十分な精度で知られてはいないし, また, これらのうちの最も重要なものの幾つかは, おそらく全体の組がわからなければ決定できない。すなわち, これらは鋼によつて異なるかもしれないということを心にとめておかなければならない。たとえば, 本研究の型の鋼に対する固溶強化係数の k_i は, 文献によれば $k_{Mn} = 3.3 \text{ kg/mm}^2$, $k_{Cu} = 3.9 \text{ kg/mm}^2$ となつている。

しかしながら, われわれには, この Cu 値は過小評価であると思えた。そこで, われわれはこの係数を, 基本組成が同じである軟鋼と 0.3% Cu 鋼の降伏強度を比較することによつて, 実験的に決定してみた。予期されたとおりに, この種の比較は, Cu を添加することによつて粒は細微化してしまうという困難があつた。したがつて, この2種の鋼を同じ結晶粒度に仕上げる必要があり, これは焼ならし処理を軟鋼に対しては 925°C で 1/2 hr, 0.3% Cu 鋼に対しては 925°C で 3/4 hr とすることで解決した。こうして得られた機械的諸性質と, 結晶粒度を表1に示す。

見られるように, 0.3% Cu 添加によつて得られる固溶強化は, Cu 量に比例しているとすれば, 5.3 kg/mm² /% Cu であるが, この値を今後の計算に使うことにする。

さて, これらの数種の因子の相対的な重要性を認識するために, 0.63% Mn, 0.28% Cu, 0.006 Nb を含有する鋼 S1/2 (表4) について考察する。この鋼は1回パスコントロール圧延実験の供試材であり, その機械的諸性質と結晶粒度はすでにわかつていたので, PETCH-PICKERING 式における諸種の係数値を次のとおりに定めることができた。すなわち,

$$\sigma = \sigma_0 + \sum k_i C_i + k_y l^{-1/2} + k_y d^{-1/2} \dots\dots\dots (1')$$

において,

$$\sigma_0 = 5.6 \text{ kg/mm}^2 \text{ (文献値)}$$

表 1. Cu 添加による諸性質の変化

鋼	降伏強度		引張り強度		伸 び		結晶粒度番号	
	圧延のまま kg/mm ²	焼ならし kg/mm ²	圧延のまま kg/mm ²	焼ならし kg/mm ²	圧延のまま %	焼ならし %	圧延のまま ASTM	焼ならし ASTM
Cu=0	28.6	29.1	37.2	36.5	42.4	46.8	9.5	10
Cu=0.3%	33.4	30.7	41.0	39.6	40.5	44.6	11.5	10

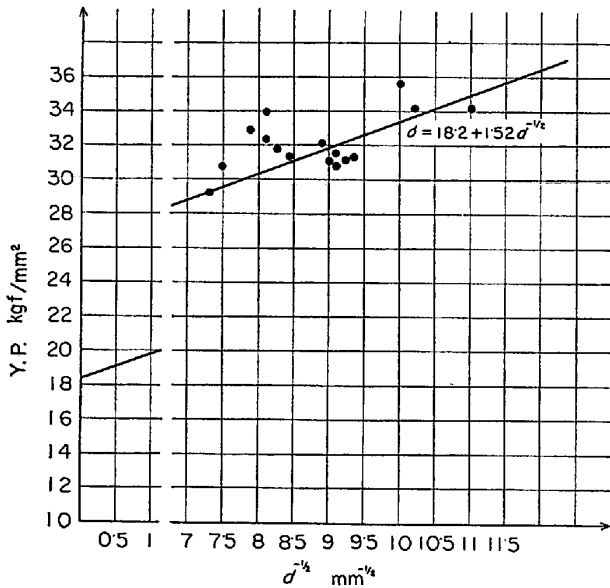


図 2 S 1/2 鋼における k_y 値の実験的決定

$$\sum k_i C_i = (3.3 \times 0.63) + (5.3 \times 0.28) = 3.56 \text{ kg/mm}^2$$

$$k'_y = 0.12 \text{ kg/mm}^{3/2} \text{ (文献値)}$$

$$l = 1.5 \times 10^{-4} \text{ mm (最良析出物間隔の推定値)}$$

$$k'_y \cdot l^{-1/2} = 9.5 \text{ kg/mm}^2$$

$$k_y = 1.52 \text{ kg/mm}^{3/2} \text{ (実験値)}$$

以上のうち、 k_y は鋼 S 1/2 のコントロール 1 回圧延で得られたデータ (表 2, 3) から実験的に求めたもので、これを図 2 に示す。

これらの係数によつて降伏強度を計算すると、 $d=0.32$ mm (結晶粒度 ASTM No 7) で $\sigma=27.18$ kg/mm²、 $d=0.00794$ mm (結晶粒度 ASTM No 11) で $\sigma=35.66$ kg/mm² となる。この値は、同じ鋼を 6 パスで 1200×80×4 mm のストリップへ圧延した場合の値 39.7 kg/mm² (結晶粒度 ASTM No 11) と比較的好く一致している。両者の差は、おそらく P, Si, Al などの元素を無視していること、および係数のうちのあるものの精度がまだ不十分であることに基因すると考えられる。

結論として、純フェライト鋼をベースとした場合、Mn (0.63%) と Cu (0.28%) の少量添加による固溶強化は

表 2. 1 回パス圧延をした S 1/2 鋼の結晶粒度におよぼす圧下量と温度の影響*

圧下量 (%)	結晶粒度	圧延温度 (°C)					
		1000	950	900	875	850	825
70	$d(10^{-2} \text{ mm})$ ASTM No	1.21 9.5-10	1.17 9.5-10	0.73 11	0.71 11	0.96 10.5	1.00 10
36.6	$d(10^{-2} \text{ mm})$ ASTM No	1.39 9-9.5	1.50 9	1.27 9.5-10	1.32 9.5	1.60 9	1.51 9
20.8	$d(10^{-2} \text{ mm})$ ASTM No	1.88 8.5	1.78 8.5	1.46 9	1.37 9.5	1.15 10	1.11 10

* 試験片は DIN 50125 による。

表 3. 1 回パス圧延をした S 1/2 鋼の機械的諸性質におよぼす圧下量と温度の影響

圧下量 (%)	特 性	圧延温度 (°C)					
		1000	950	900	875	850	825
70	降伏点 (kg/mm ²)	30.3	31.2	34.1	33.4	34.2	35.7
	引張強さ (kg/mm ²)	40.5	40.7	41.3	40.9	41.2	41.6
	伸 び (%)	33.3	35.3	36.8	35.2	37.2	34.9
	絞 り (%)	64.8	63.1	60.9	60.2	61.3	60.8
36.6	降伏点 (kg/mm ²)	31.3	34.0	32.2	31.6	32.9	32.4
	引張強さ (kg/mm ²)	41.0	40.8	40.7	40.0	40.3	40.0
	伸 び (%)	31.1	35.9	33.1	32.4	33.2	33.9
	絞 り (%)	62.8	61.6	60.5	63.9	60.1	61.2
20.8	降伏点 (kg/mm ²)	29.2	30.8	31.8	31.0	31.4	30.1
	引張強さ (kg/mm ²)	38.9	39.4	40.0	39.8	39.6	39.8
	伸 び (%)	23.6	32.4	29.7	28.8	30.8	28.8
	絞 り (kg/mm ²)	56.9	62.1	59.4	60.4	61.8	59.2

約 3.5 kg/mm² が得られ、Nb 析出強化は約 9~10 kg/mm² が得られ、さらに結晶粒微細化によつて約 8.5 kg/mm² (結晶粒度 ASTM No 7) または 17 kg/mm² (結

晶粒度 ASTM No 11) の強化が得られる, といえる.

2.2 熱間圧延条件

熱間圧延を適切に行なうことは鋼の質的向上には常に大切なことであるが, Nb 鋼にとっては不可欠な条件である. 実験に使用した圧延機(速度 18m/min)を変えることは不可能であるので, われわれは温度と圧下量を主変数とせざるをえなかつた. 普通, 工業圧延ではパスは 1 回のみということはないので, 各圧延パスは次の段のパスに影響を与える. したがって, ここに前後 2 段のパスでのおおの異なる圧下量の組み合わせと, おおの異なる温度範囲の組み合わせとをいつた, 2 つの新しい因子が発生し, 圧延因子である温度と圧下量の研究は非常に複雑になってしまう. このゆえに, われわれはまず温度と圧下量の影響の調査に対して, 1 回パスを試みた.

2.2.1 1 回パス圧延実験

温度と圧下量の影響を調査するために, 圧下量 70%, 36.6%, および 20.8% の 3 条件と, 1000°C, 950°C, 900°C, 875°C, 850°C, および 825°C の 6 温度条件とし, さらに, 圧延後の冷却速度を同一とするために, 圧延仕上げ厚さを一定とした. すなわち, 400×45×4 mm のストリップを製品とし, これに対して入口厚さを 13.3 mm (70%), 6.2 mm (36.6%), および 5 mm (20.8%) とした. 供試材 S 2/1 鋼(表 4)で, まず複数パス圧延で所定の厚さとしたあと空冷し, ついで改めて 1250°C で 1/2 hr オーステナイト化処理を施し, 所定の圧延温度まで冷却し, 1 回のパスで 4 mm へ圧下し, 最後は空冷した.

表 2 に, 温度と圧下量に対するフェライト粒度を示す. これにより, 一般に結晶粒度は圧延温度が低いほど, また圧下量が多いほど微細化することがわかる. この一般的傾向は予期されたとおりであるが, たとえば圧下量 70% では圧延温度 900°C および 875°C で結晶粒度は最小となり, 圧下量 36.6% では圧延温度の影響はほとんどない, などの特異性がある.

得られたストリップの機械的諸性質を, 表 3 に示す. 見られるように, 圧延条件の降伏強度に及ぼす影響は, 大体において結晶粒度におけるものと同様であるが, 再び多少の特異性が認められる. 圧下量の計測は正確であつたから, この特異性は温度の計測の誤差に起因すると思われる.

温度の計測は放射型光トランジスター温度計で行なつたが, 計測に約 1 sec を要し, 計測精度は $\pm 10^{\circ}\text{C}$ であつた. このほかの誤差としては測温と圧延開始との間の時間的おくれがあり, これは約 10~20°C の温度降下に

相当すると考えられる.

最後に, 試験片の表面は圧延仕上りのままとしたため, これによる実験値のバラツキも考えねばならない. 将来は, ストリップの厚さを 4~6 mm とし, さらに試験片の表面を機械加工して, これらの誤差を減少させる計画である.

2.2.2 多数パス圧延実験

上記の実験で, 約 1000~800°C, すなわちこの S 1/2 鋼の冷却速度 7°C/sec における A₃ 点 708°C の多少上に当たる温度範囲で, 非常に大量の変形を与えることが重要である, との結論が得られた. しかしながら, この温度範囲では鋼の変形抵抗は非常に大きくなつていたので, たとえば 50~70% といった大変形を与えることは現実的でもなく, また工業化にも反するのみならずわれわれの圧延機的能力を考えると, 上記の 1 回パス圧延実験で使つた材料よりも広幅の試料に大量の変形を与えることは不可能でもある.

このゆえに, 使用したスラブ型インゴット(330×170×38 mm)から機械仕上げで 170×75×32 mm の試料をつくり, これを 4 mm のストリップまで中間焼鈍なしに圧延する方法をとつた. すなわち, 170×75×32 mm のスラブをまず 1250°C で 1/2 hr 均熱処理し, 最終圧延温度を 820°C とし, 約 1200×800×4 mm のストリップへ 6 パスで圧延する場合のスケジュールを次のとおとした.

- | | | |
|--------|-------------------|-----------|
| 第 1 パス | 32 mm → 24 mm | へ (25%) |
| 第 2 パス | 24 mm → 16.5 mm | へ (31.3%) |
| 第 3 パス | 16.5 mm → 11.5 mm | へ (30.3%) |
| 第 4 パス | 11.5 mm → 8 mm | へ (30.4%) |
| 第 5 パス | 8 mm → 5.5 mm | へ (31.3%) |
| 第 6 パス | 5.5 mm → 4 mm | へ (27.3%) |

このパススケジュールによれば, 1000°C 以下の温度範囲での圧下量は少なくとも約 50% (最後の 2 パス), または最大約 65% (最後の 3 パス) となるが, これで使用した圧延機的能力は, 大体限度一杯であつた.

この実験室圧延法を 200 mm ものスラブを扱う工業圧延法と比較するに, まず圧延開始温度の約 1200~1250°C は両者とも同じであるが, 工業的圧延では, 6 回の圧延で 30~35 mm 厚の中間製品が得られ, その温度範囲は約 1000~1050°C であると考えられる. さらに 6 回の圧延で, この 30~35 mm 厚の中間製品は最終の 4 mm 厚のストリップとなるが, この場合のパススケジュールは, ほぼ上記の実験室圧延スケジュールと同じであると仮定する. すなわち, 工業圧延では, 1000°C 以下の温度範囲で, 6 パス, 約 87.5% の圧下量が得ら

れるのに対し、実験室圧延では3パス、約50~65%の圧下量が得られるにすぎず、これは明らかに工業圧延のほうが有利であるといえる。

同じことが高温範囲についてもいえるが、これはNb析出物がいまだ形成されていない、したがって再結晶はほとんど瞬時に起こり、結晶粒成長も起こつてしまうので、両者ともたいして重要ではないというものの、ここでも工業圧延では、圧延間の時間が短いので結晶粒成長も小さく抑えられ、実験室圧延よりも有利であるといえよう。

約900°C以下の低温範囲では、加工によつて急速に析出したNb化合物のおかげで結晶粒成長はほとんど起こらず、とくに高速の工業的連続圧延ではこの効果が大きい。すなわち、圧延速度と各圧延間の時間の短さは、工業圧延に有利な因子である。

以上を図3に纏めた。これは温度と対数時間の関係図で、一定の塑性変形量に対する再結晶の開始、および終了線を示したものである。ここで、再結晶の終了線は、おそらく結晶粒成長の開始を意味すると考えられる。また、本研究の圧延のスケジュールと仮想的な工業圧延スケジュールも示しておいた。なお、この図は上述の圧延に対するものであつて、圧下量を増加させれば再結晶線は左へずれる。

結論として、結晶粒微細化の見地からは、工業的圧延のほうが実験室圧延よりも明らかに有利であるが、析出硬化は、実験室圧延のほうが工業圧延よりも有利であるといつてよい。これは実験室のほうがやや早い冷却速度が得られ、さらに工業的には薄板は普通はコイルに巻き取られるので、冷却速度は相当低下すると考えられるからである。これに関して、少なくとも巻取り温度が高い場合に対して、Nb析出物の粗大化によつて析出硬化がどの程度そこなわれるかを研究する必要がある。

3. 実験結果

試料の溶製は100 kW, 2000 Hzの高周波炉で行なつた。溶解量は25 kgまたは50 kgで、原料は常に極低炭素LDリムド鋼(0.037% C, 0.29% Mn, 0.02% Si, 0.02% Cr, 0.010~0.020% PおよびS)の5 tコイルから切り出した8 mm厚の小片で、Cuは原料の中に混入しておく。原料は約35~40 minの通電で完全に溶解し、約1600°Cになつたときに第1回のAl脱酸(0.03%)を行なつたが、これはこの少量の溶鋼を完全に沈静するために高めとしたものである。

つぎに、Mn(フェロマンガ)および炭素(ヘマタイト鉄)を添加し、溶鋼温度を1650°Cに上げ、Nb(フ

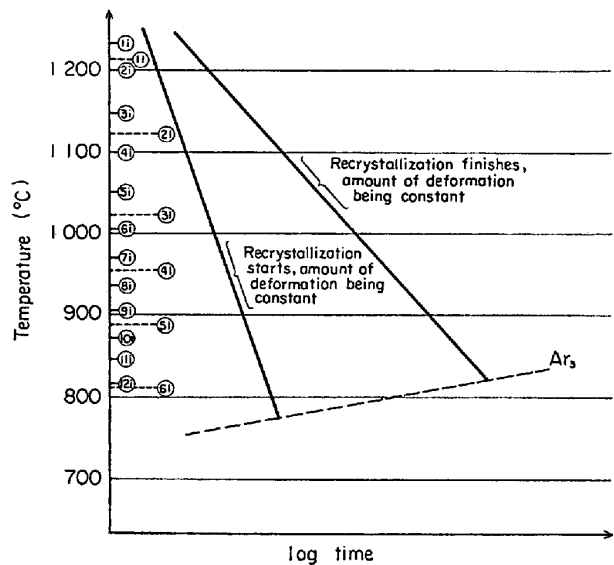


図3 圧下量を一定とした場合温度と時間が圧延パス間で起る再結晶と結晶成長におよぼす影響

1i, 2i……工業的連続圧延のパス
1l, 2l……実験室圧延のパス

ェロニオブ)を添加し、同時に最終Al脱酸(0.15%)を行なつてから小型の予熱した取鍋へ出湯し、さらに小型のスラブ型インゴット(330×170×38 mm)を約1600°Cで铸込んだ。

スラブは約32 mmまで削り、表面疵を除去し、さらに四分割して170×75×32 mmの板とした。圧延法は前章に述べたとおりで、均熱は電気炉中で行ない(1250°C×1/2 hr)、これを6パス(25%, 31.3%, 30.3%, 30.4%, 31.3%, 27.3%)で4 mm厚のストリップへ圧延した。最終圧延温度は820°C±10°Cとした。

1 第1シリーズ(Cu=0.30%, C=0.05~0.70%, Nb=0~0.30%)

第1シリーズの鋼の組成を表4に示す。ここで鋼S9/10は標準試料であり、また0.3% Cu鋼において、Nb量は0~0.027%まで6種に変化させてある。これらの鋼の機械的諸性質及び結晶粒度を表5に示す。この表を解析して、次のことがわかる。

まず標準鋼S9/10に関して、Al添加とコントロール圧延によつて、結晶粒度は原材料(8 mm厚の熱間圧延コイル)のASTM No7~No9からNo9.5へ向上し、機械的諸性質は降伏点24.6 kg/mm²、伸び45.8%から降伏点28.6 kg/mm²、伸び42.4%へ向上している。

つぎに、0.3% Cuの添加によつて降伏点は約5 kg/mm²上昇しているが、これはもちろんCuの固溶硬化と結晶粒微細化硬化(ASTM No9.5からASTM No11.5へ)によるものである、さらにNbを0.006%添

表 4. 第 1 シ リ ー ズ 鋼 の 化 学 組 成

鋼	% Cu	% Nb	% C	% Mn	% P	% S	% Al	N ppm
S 9/10	—	—	0.057	0.74	0.012	0.018	0.07	49
S 7/8	0.30	—	0.055	0.80	0.010	0.020	0.10	52
S 1/2	0.28	0.006	0.064	0.63	0.021	0.021	0.023	49
S 17/18	0.27	0.009	0.040	0.60	0.013	0.019	0.10	55
S 15/16	0.32	0.014	0.045	0.80	0.014	0.022	0.10	56
S 23/24	0.33	0.016	0.042	0.70	0.024	0.018	0.07	50
S 13/14	0.28	0.027	0.085	0.74	0.014	0.022	0.063	58

表 5. 第 1 シ リ ー ズ の 鋼 の 機 械 的 諸 性 質 と 結 晶 粒 度 に お よ ぼ す Nb の 影 響

鋼	%Nb	降 伏 点 (kg/mm ²)	引 張 強 さ (kg/mm ²)	伸 び (%)	絞 り (%)	プ リ ネ ル 硬 度	結 晶 粒 度 ASTM No
S 9/10	—	28.6	37.2	42.4	62.7	118	9.5
S 7/8	—	33.4	41.0	40.5	61.4	126	11.5
S 1/2	0.006	39.7	44.6	33.3	58.4	141	11
S 17/18	0.009	43.1	46.5	28.4	59.9	164	11
S 15/16	0.014	41.9	46.0	32.5	57.2	160	11
S 23/24	0.016	45.5	48.0	27.2	52.6	143	11
S 13/14	0.027	42.3	48.2	31.6	57.5	164	11.5

表 6. コ ン ト ロ ー ル 圧 延 を し た Cu 鋼 お よ び Cu-Nb 鋼 に お け る 焼 な ら し の 影 響

鋼	化 学 組 成			降 伏 点 (kg/mm ²)		引 張 り 強 度 (kg/mm ²)		伸 び (%)		結 晶 粒 度 ASTM No	
	%Cu	%Nb	%Al	圧 延 の ま ま	焼 な ら し	圧 延 の ま ま	焼 な ら し	圧 延 の ま ま	焼 な ら し	圧 延 の ま ま	焼 な ら し
S 7/8	0.30		0.10	33.4	29.4	41.0	38.8	40.5	36.5	11.5	9.5-10
S 15/16	0.32	0.014	0.10	41.9	32.4	46.0	39.5	32.5	39.3	11	10.5-11

加しただけで、この 0.3% Cu 鋼の降伏強度は 6 kg/mm² 以上も向上しているが、伸びは約 40% から約 33% へ減少してしまう。この 2 種の鋼はほとんど同一の結晶粒度であるから、降伏強度と伸びにおける差は、Nb 化合物の析出硬化現象に起因しているといえる。

鋼 S 17/18 および S 23/24 の高い降伏強度と低い伸び値の原因は、組成および結晶粒度からは説明できない。これは、おそらく最終仕上げ温度の影響であると思われる。すなわち、予定最終圧延温度の 820°C に対して、測温誤差が ±10°C あり、これに測温と圧延開始の間の 1 sec 間に温度は 10°C 低下しうるし、また 1200 mm のストリップを圧延する間に温度は 30°C 低下しうるから、もし測温の誤差と温度低下が重畳したとすれば、ストリップの末端部の実際の圧延仕上げ温度は 820°C ではなく、770°C であつたかもしれず、また、引張試験片はこの部分から採取していたかもしれない。この 770°C という温度は、この鋼の A₂₃ 点(冷却速度約 10°C/sec)の下であるから、圧延は α + γ 領域で終了したことになる。これならば上記の疑問点は理解できるが、十分に注意深く検査しても圧延方向に伸張されたフェライト結晶

粒は発見されなかつた。

冷間成形性

これらの 7 種の鋼の冷間成形性はいずれも優秀で、4 mm 径で 180° 曲げ (1T 曲げ) に対し、長手方向、横方向とも割れ発生なしであつた。

組織

写真 2~8 に、これら 7 種類の鋼の組織を示す。Cu 鋼および Cu-Nb 鋼の組織は非常によく似ているが、たとえば写真 8 に見るように、局部的な異常性が認められることもある。この二重組織は、Nb 量の増加とともにより明りょうとなる。

2 第 2 シ リ ー ズ (第 1 シ リ ー ズ + 焼 き な ら し)

焼きならし処理が結晶粒度および機械的諸性質に与える影響を調べるために、0.3% Cu 鋼の S 7/8 と、0.32% Cu-0.014% Nb 鋼の S 15/16 を同一の焼きならし処理 (900°C × 1/2 hr) で比較した。結果を表 6 に示す。

ここに見るように、両鋼とも Al 沈静鋼であるにもかかわらず、焼きならしによつて結晶粒の微細化は行なわれず、Cu 鋼の結晶粒は明らかに成長しており、一方、Cu-Nb 鋼の結晶粒も成長の傾向を示している。また、

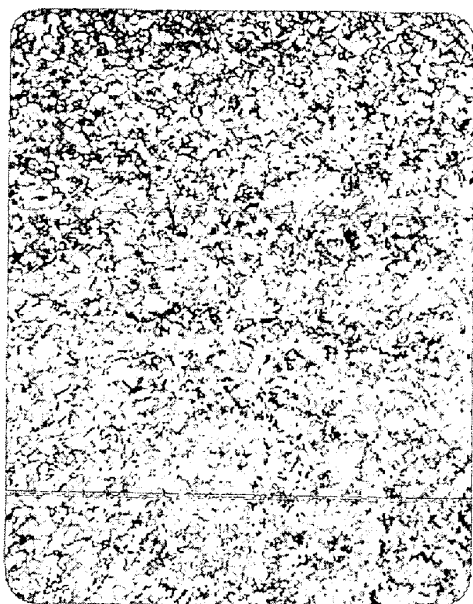


写真 2. 鋼 S9/10: Cu=0, Nb=0,
ASTM No. 9.5

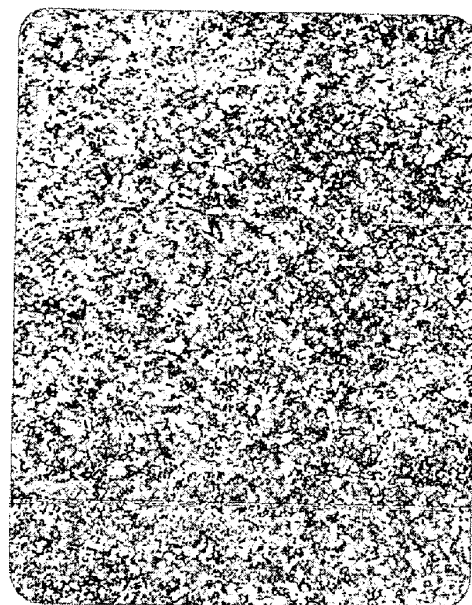


写真 3. 鋼 S7/8: Cu=0.30, Nb=0,
ASTM No. 11.5

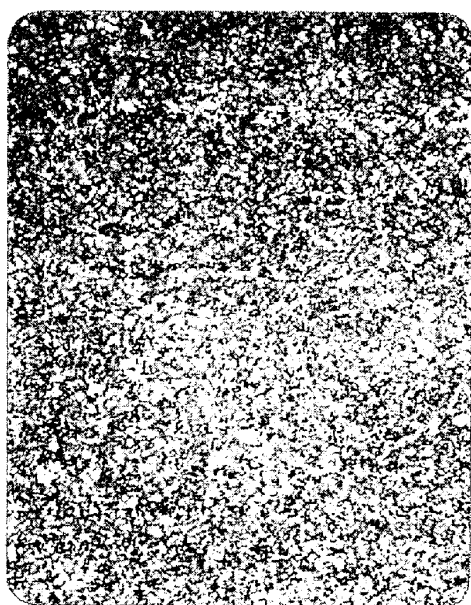


写真 4. 鋼 S1/2: Cu=0.28%,
Nb=0.006%
ASTM 11

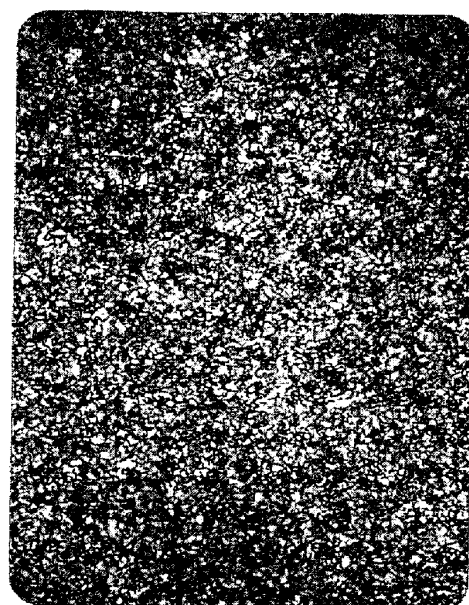


写真 5. 鋼 S17/18: Cu=0.27%
Nb=0.009%
ASTM 11

焼きならしによつて強度は相当低下し、これは Cu-Nb 鋼においてより明らかである。この現象は、Cu 鋼については結晶粒の成長のみに起因し、Cu-Nb 鋼では析出強化の相当部分が失なわれたことを意味し、これはおそらく析出物の粗大化が原因であると思われる。延性は Cu 鋼においては減少しているが、これもまた結晶粒成長のゆえであろう。しかし、Cu-Nb 鋼の延性は相当向上しており、これは Nb の析出硬化の相当部分が、おそらく析出物の粗大化によつて失なわれてしまった結果で

あろうと考えられる。

3 第3シリーズ(Cu=0.50%, C=0.04%, Nb=0.40%)

本シリーズは、前述した第1シリーズに先行したもので、相違点は化学組成、圧延スケジュール、および製品にある。すなわち、ここでは標準組成は 0.5% Cu, 0.04% C, および 0.04% Nb であり、これに対して、第1シリーズでは、0.3% Cu, 0.05~0.07% C, および 0~0.030% Nb であつた。さらに、本シリーズでは、Si は 0.25% であり、また Mn は 0.4~0.9% であるの



写真 6. 鋼 S15/16: Cu=0.32%,
Nb=0.014%
ASTM 11



写真 7. S23/24: Cu=0.33%,
Nb=0.016%
ASTM 11

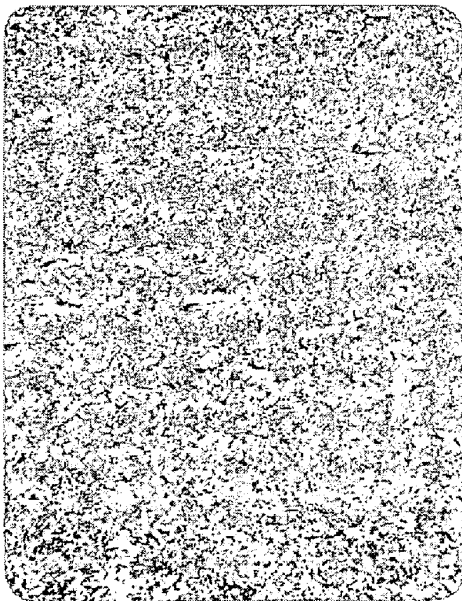


写真 8. 鋼 S13/14: Cu=0.28%
Nb=0.027%
ASTM 11.5

に対し、第1シリーズでは Si 0%, Mn 0.4~0.8% であった。

一方、圧延スケジュールの違いは、スラブ型インゴット(330×170×32 mm)を四分割せずに6パスで約750×175×14 mmのストリップへ圧延したところにある。厚さを14 mm仕上げとした理由は、標準シャルピーVノッチ試験片を切り出すため、さらにこれから10 mm直径の引張試験片をも採取した。圧下量は比較的少なく、各パスごとに9~17%であった。この場合、各試験は2回ずつ行ない、そのために、50 kgの湯から2本のスラブ型インゴットを鑄込んだ。本シリーズの鋼の化学組成を表7に示し、また表8に機械的諸性質(圧延のままおよび焼きならし)を示す。

見られるように、熱間圧延の条件が最適ではなかつたにしては、機械的諸性質は優良である。これは熱間圧延の変形量が少なかつたとはいえ、1000°C以下で少なくとも2回のパスが与えられており、また、仕上げ温度を約850°Cにとどめたゆえであると思われる。結晶粒度は微細でASTM No9~No9.5であった。これをさらに焼きならしすることによつて結晶粒度は明りょうに微細化(No9からNo9.5へ)し、機械的諸性質は列記されたとおりに改善された。

表 7. 第 3 シ リ ーズ の 鋼 の 化 学 組 成

鋼	%Cu	%Nb	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Al	N ppm
177-178	0.52	0.042	0.038	0.42	0.28	0.009	0.029	0.052	84
171-172	0.49	0.047	0.040	0.80	0.28	0.009	0.028	0.056	75
181-182	0.49	0.039	0.039	0.93	0.26	0.010	0.029	0.059	90

表 8. 第 3 シリーズの鋼の機械的諸性質および結晶粒度 (0.5%Cu, 0.04%C, 0.04%Nb)

鋼	降 伏 点 (kg/mm ²)		引 張 り 強 度 (kg/mm ²)		伸 び* (%)		絞 り (%)		ブリネル 硬 度	結晶粒度 ASTM No
	熱間圧延のまま									
177	37.4	39.4	45.4	44.8	28.2	30.0	72.4	71.9	143	9
178	41.3		44.2		31.7		71.3		140	9.5
171	40.2	41.1	48.1	48.9	29.5	29.8	71.7	73.4	162	9
172	42.0		49.7		30.1		75.0		159	8.5
181	41.3	41.6	47.5	47.9	30.0	30.4	69.8	71.4	158	9
182	41.9		48.3		30.8		73.0		167	9
焼ならし (950°×1hr, 空冷)										
177	33.9	35.3	41.0	42.0	35.5	36.3	76.8	77.4	133	9.5
178	36.7		43.0		37.0		78.0		133	9.5
171	33.7	35.7	42.2	42.3	35.5	36.1	78.6	78.6	129	9.5
172	37.6		42.4		36.7		78.6		129	9
181	38.8	37.8	43.5	43.3	36.2	35.7	76.8	77.4	137	9.5
182	36.8		43.0		35.1		78.0		143	9.5

* $L_0=5d_0$

表 9. 第 3 シリーズの鋼 (0.5%Cu, 0.047°C, 0.04%-Nb) のシャルピー切りかけ靱性

鋼	シャルピー衝撃値 (kgm/cm ²)				
	熱間圧延のまま				
	+20°C	0°C	-20°C	-40°C	-60°C
177	24.8	23.6	20.0	8.4	1.2
178	23.8	27.9	22.7	26.5	7.1
171	18.3	20.8	16.3	13.4	4.1
172	17.5	17.5	12.1	3.0	2.2
181	20.8	19.2	20.4	15.4	1.8
182	16.4	20.6	19.4	8.7	2.5
焼ならし (95°C×1hr 空冷)					
177	29.2	37.4	37.4	29.8	26.8
178	26.6	35.3	36.5	29.1	27.1
171	24.8	27.9	27.2	29.3	25.8
172	24.8	29.0	28.5	24.1	23.8
181	23.6	26.0	26.2	21.7	16.6
182	21.7	22.2	23.5	22.0	12.1

切りかけ靱性

表 9 にシャルピー V ノッチ衝撃試験の結果を示す。温度範囲は +20°C ~ -60°C, 熱処理条件は熱間圧延のまま, または焼きならしである。表中の各数値は 4~5 回の平均値である。これにより衝撃遷移温度は熱間圧延状態で -40°C よりも低く, また焼きならし状態ではこれ

よりもさらに低いことがわかる。

溶接性

溶接性の検討は, 圧延のまま 2 種の鋼について行なった。溶接法は手溶接で, 塩基性フラックス被覆の電極棒 (Soudométal 社製*, Nb および Al 以外は母材とほとんど同一組成) を用い, 2 種の鋼のおのおのから切り出した 400×80×14 mm のストリップ 2 枚を縦長方向に溶接した。溶接要領は次のとおり (AWS~ASTM 仕様である。層数 5, 電極直径 4 mm, 電流 150~180 A, 溶接速度 15~18 cm/min)。

母材と溶接棒の組成を表 10 に, 試験片採取要領を図 4 に示す。ここで引張り試験片は標準サイズよりもゲージ長さを長くとっており, 最も弱い箇所が明りょうに示されるようにしてある。破断は常に影響部 (HAZ) から離れた母材中で起こっており, これは母材よりも溶着金属と熱影響部の引張り強さの方が大きいことを示し, 51.8~54.2 kg/mm² であつた。

図に示すように, シャルピー V ノッチ試験片は溶接部の切りかけ靱性を調査しうるよう採取してあり, これを図 5 に示す。ここで横軸は溶接線中心から切りかけまでの距離で, 各実験点は 3 回の試験の平均である。溶着金属の靱性は 20 kg/cm² 以上あり, 横方向の母材の切りかけ靱性の約 15~17 kg/cm² (圧延方向では約 20~24 kg/cm²) に対して明りょうに高いこと, および切

* Soudométal, S. A., 1070, Brussels, Belgium

表 10. 溶接性試験に使用した鋼と溶接棒の化学組成

鋼	%Cu	%Nb	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Al
185-186 溶接棒	0.48 0.60	0.043 —	0.040 0.050	0.48 0.65	0.25 0.30	0.010 —	0.012 —	0.049 —
183-184 溶接棒	0.51 0.60	0.040 —	0.040 0.050	0.74 0.65	0.19 0.30	0.009 —	0.012 —	0.053 —

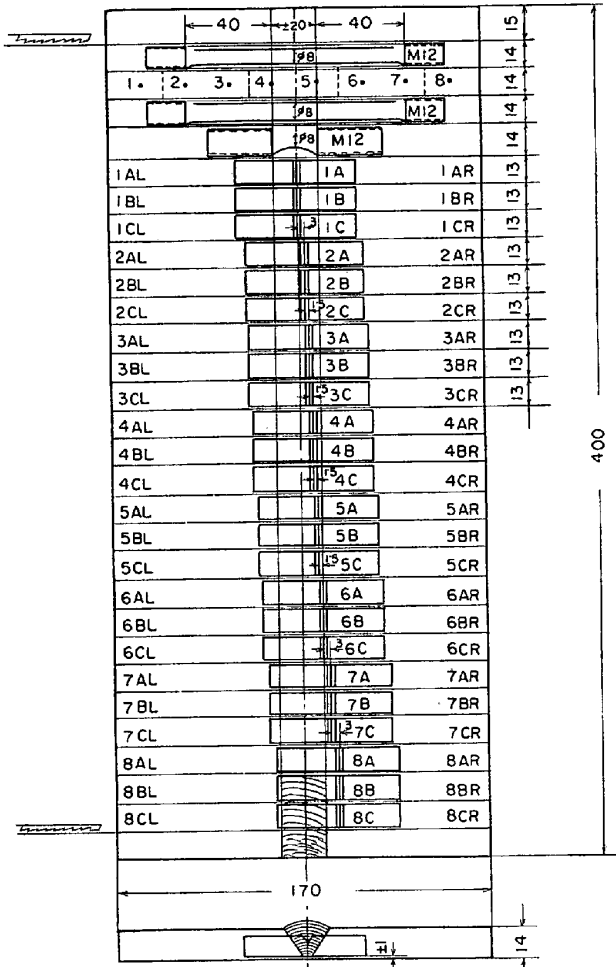


図 4 溶接部からの試片採取要領

りかけ靱性値の低下は HAZ で起こっていることがわかる。

靱性値のバラツキの少なさと、その値が溶接部を通じて常に高いレベルにあることを考えれば、この中間強度、低炭素、Cu-Nb 鋼の溶接性は、耐脆性破壊の見地からいつて、優秀であると結論できる。

耐亀裂発生に対しても同様の結論が得られ、硬度は常にビッカース硬度で 300 以下である。これを図 6 に示すが、降伏点水準が約 40 kg/mm² である鋼としては、非常に低い硬度であるといえる。このことは、この種の鋼の炭素当量が決して 0.20 にならないことから考えて、むしろ当然である。

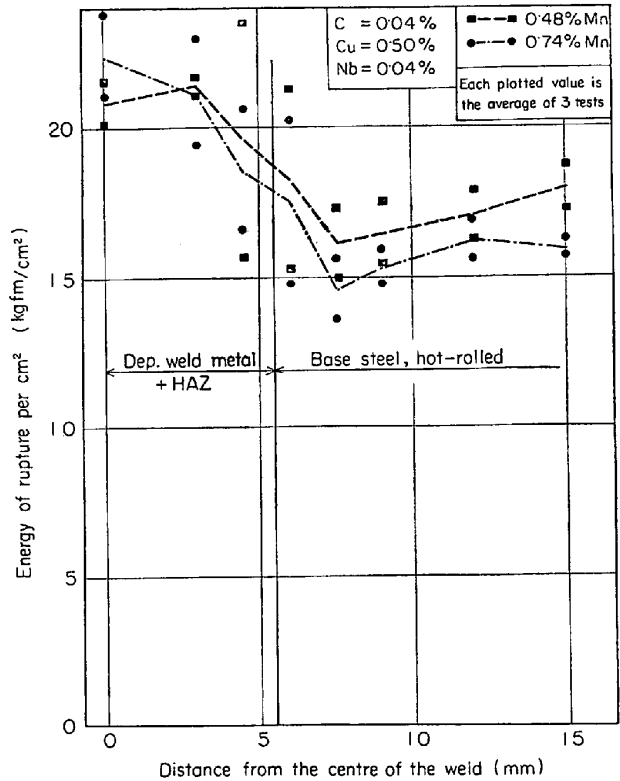


図 5 溶接板横手方向のシャルピー V ノッチ衝撃値の分布
鋼板は 185-186 および 183-184

以上を纏めて硬度実験から、この種の鋼が熱サイクルに対して完全に非敏感であることが証明され、降伏強度、延性、靱性、および溶接性のすべてにわたって、この鋼は初期の目的によくかなっていると結論できる。

4. 20 t LD-AC 炉による工業化試験 (C = 0.10~0.13%, Cu = 0.4~0.5%, Mn = 1.2~1.4%, Nb = 0.01~0.03%)

現在までに行なわれた実用化試験は、中炭素 (0.10~0.13%), Cu-Nb 鋼の型钢に限られており、低炭素 Cu-Nb 板鋼の試験は現在計画中である。

実用化試験においては、20 t 溶鋼から 4 t 正方形インゴットを 5 本とり、シートパイルおよびチャンネルを主とした型钢を圧延で製造した。これらのうち、データが完全である最後のシリーズを述べる。

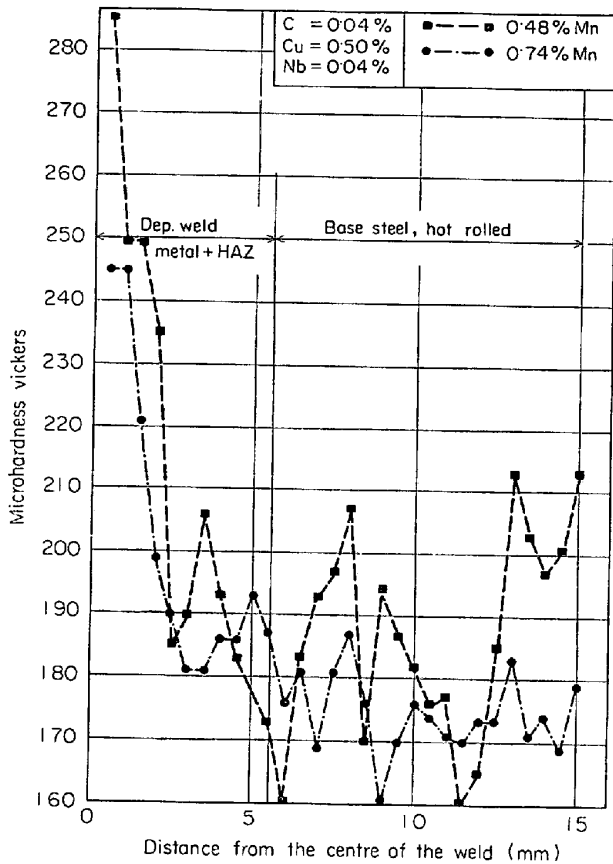


図6 溶接板横方向のマイクロピッカース硬度の分布
鋼板は 185-186 および 183-184

4 t インゴットをピットオープンで約 6 hr 均熱した後、西ヨーロッパ規格の UPN 260 チャンネルへ圧延した。5 本のインゴット中、2 本からつくった最終製品に対する化学分析の結果を表 11 に示す。

表 11. UPN 260 チャンネルの化学成分

インゴット	C%	Cu%	Mn%	Si%	P%	S%	Nb%	Al%
B	0.14	0.44	1.31	0.25	0.022	0.017	0.040	0.021
D	0.13	0.47	1.35	0.26	0.018	0.016	0.034	0.020

表 12. UPN 260 チャンネルとした 0.10~0.13%C-0.5%Cu-0.04%Nb 鋼の機械的諸性質および結晶粒度

インゴット	試片採取場所の厚さ	降伏点 (kg/mm ²)	下降伏点 (kg/mm ²)	引張の強度 (kg/mm ²)	伸び** (%)	絞り (%)	ブリネル硬度	結晶粒度 ASTM No
B	10 mm	47.2	46.1	57.8	31.3	72.4	191	8
	13.6 mm	42.3*	42.3	58.0	28.0	71.8	175	8
D	10 mm	45.9	45.4	55.6	30.2	75.0	189	8.5
	13.6 mm	45.9	44.0	57.3	30.1	70.2	190	8.5

* 0.2% 耐力 ** $L_0 = 5.65\sqrt{S_0}$

圧延に関してとくに注意を払ったのは最終 2 段のパスであるが、通常の型鋼圧延法によつたため、圧下量はわずか 8% で、Nb 鋼には不利であつた。

一方、最終 2 段のパス温度は、1050°C および 910°C (インゴット B)、1000° および 890° (インゴット C) で、これも Nb 鋼にとつてとくに理想的であるとはいえないが、大体よい線であると考えられ、また、工業的型鋼圧延としては、通常であるかまたは低温側になつている。

表 12 に、製品の結晶粒度と機械的諸性質を示す。これらの値は、A E 36 (降伏点 36 kg/mm² 以上、引張り強さ 52 kg/mm² 以上) に対する西ヨーロッパ規格を完全に満足しており、さらに 1 級上の AE 42 (現在審査中、降伏点 42 kg/mm² 以上、引張り強さ未定) にも相当するものである。

約 100 回以上のシャルピー V ノッチ衝撃試験をわれわれの研究室と製鋼所の試験室で行なつたが、その結果は次のとおりであつた。

- 20°C 15~22 kg/cm²
- 0°C 9~20 kg/cm²
- 20°C 6~17 kg/cm²
- 40°C 2.5~10 kg/cm²

これにより、AE 36, D 級鋼* に対する溶接性規格も十分に満足されており、AE 42, D 級 (審査中) の溶接性規格が 3.5~5 kg/cm² と決定されたとしても、なお十分に満足できることを示している。

* 西ヨーロッパ規格では、溶接性 AE 36 鋼は、「AE 36, D」となり、D はシャルピー V ノッチ衝撃値が -20°C で、少なくとも 3.5kg/cm² であることを意味する。

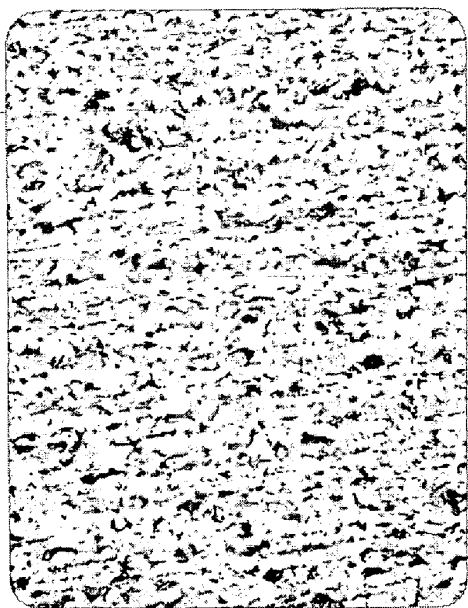


写真 9. UPN 260 チャンネル材
10 mm の厚個処の組織

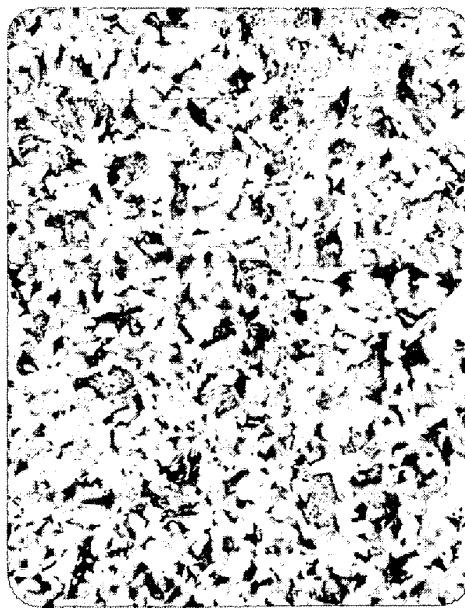


写真 11. A

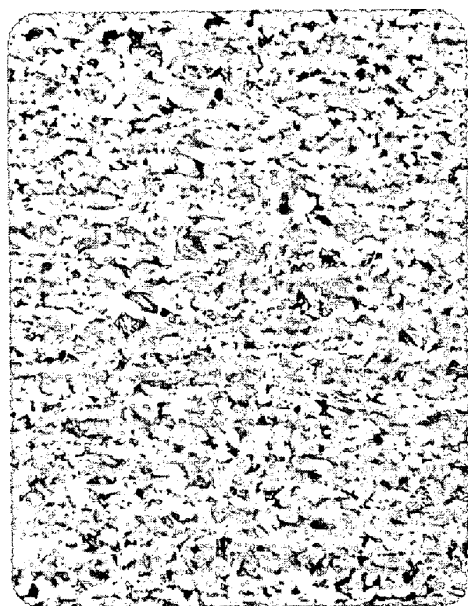


写真 10. UPN 260 チャンネル材
13 mm の厚個処の組織



写真 11. B

これらの鋼の組織を写真 9 および 10 に示す。約 0.04 % もの Nb は不必要で、0.02% で十分であることがわかる。

前述したと同様の溶接性試験を行なった結果、この鋼の炭素当量は、炭素量が 0.10% または 0.13% のいずれかによつて、0.35 または 0.38% となるが、ピッカース硬度は最高値でも 300 以下 (HAZ で約 250, 母材で約 240) となつており、この強度レベルがより高くなつてい

る鋼でも、熱サイクルに不敏感であることがわかる。

他の経験例

よく知られているように、Nb 鋼には寸法効果があり、大型の型钢を高い仕上げ温度で圧延する場合には、靱性値が悪化する。Cu-Nb 鋼もこの例外ではなく、たとえば 6 t インゴットを IPN 500 型型钢 (1 m あたりの単重 141 kg, これに対し (UPN 260 型チャンネルでは 38 kg) へ圧延した場合の最終パス温度は 1000°C, 圧下量 8% であり、製品のフランジの先端では、組織は写真 11(A) に示すように良好で、切りかけ靱性値も 21 kg/cm² と良好であるが、フランジの中心部では衝撃値は 2~4 kg/cm² と低く、組織は写真 11(B) に示すように粗大化している。焼きならし処理により、組織は正常化し (写

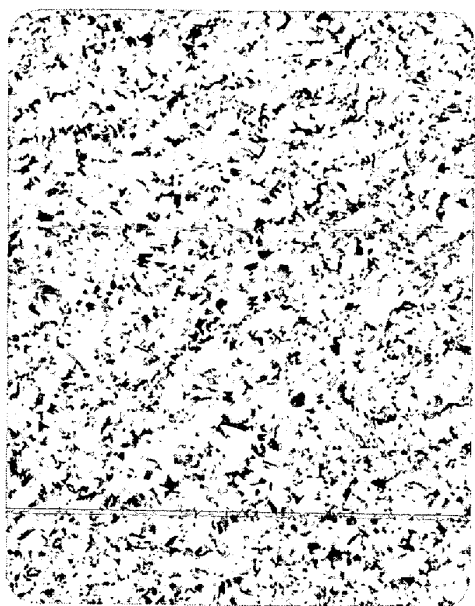


写真 11. C

写真 11. IPN 500 チャンネル材 (0.13% C-0.36% Cu-1.32% Mn-0.20% Si-0.005~0.010% Al-0.033% Nb 鋼)の組織

A: フランジ先端部, B: フランジ中央部
C: Bを焼もどし

真 11(C) 靱性値も回復したが、これは工業生産としては異例の熱処理である。

5. 結 論

薄手から中間厚さ (約 12~15 mm 以下) の板鋼に対しては、低炭素 (0.05~0.07%), 低 Cu (0.25~0.35%), および低 Nb (0.005~0.015%) 鋼が非常に多種多様の用途を有すると期待できる。この種の鋼は、強度、延性、冷間加工性、および靱性がすべて良好であるという独特な性格を有し、しかも熱サイクルに不敏感で溶接性も優

良であり、溶接構造物に用いる場合も強度低下のおそれはない

構造用鋼、たとえば軽量ないし中級重量の構造型材に対しては、中間強度範囲上部 (降伏点 42 kg/mm²) の 0.10~0.13% C, 0.4~0.5% Cu, 1.2~1.4% Mn, および 0.01~0.03% Nb 鋼が広い応用範囲を持つと思われる。このことは重量型鋼にもいえるが、この場合は圧延最終温度を約 900°C よりも高くない温度としなければならない。

この種の鋼は西ヨーロッパ規格で AE 36, D 級に相当し、さらには現在審査中の AE 42, D 鋼にも該当する。すなわち、今日までに行なつた工業化実験で確かめられた諸性質は、

降伏点: 44~47 kg/mm²

引張り強さ: 56~58 kg/mm²

伸び: 29~34%

シャルピー Vノッチ衝撃値 (-20°C) 6~17 kg/cm² であり、これに加えて、この鋼は、大気中での腐食抵抗が普通の鋼の少なくとも 2 倍はあるという特性を有するものである。

文 献

- 1) M. YUKAWA: Development of Structural High Strength Steel and Low Temperature Steel in Japan, J. I. S. I., Jan. (1968), p. 11
- 2) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: Low Carbon Steel with Ferrite-Pearlite Structures, J. I. S. I., Nov. (1963), p. 944
- 3) F. B. PICKERING: and T. GLADMANN: I. S. I. Special Report 31, 10 (1963)
- 4) N. J. PETCH: The Cleavage Strength of Polycrystals, J. I. S. I., May (1953), p. 25
- 5) F. B. PICKERING and T. GLADMANN: I. S. I. Special Report 31, 10 (1963)