

抄 録

—製 鋼—

鉄鋼精錬過程における純酸素の役割

(H. B. Emerick; Blast Furnace and Steel Plant, Vol. 47, No. 5 (1958) p. 463~477)

鉄鋼業界における酸素使用量はここ数年急激に増加しつつある。米国では 1957 年に 230 ft³/ton の酸素を使用した。1956 年には 200 ft³、10 年前には 100 ft³ であり、1930 年には約 30 ft³/ton であった。その他の各国でも鉄鋼業の形態には多少の相異はあるが非常に多く使用されている。本報告は純酸素の用途、用法などについて述べたものである。

溶鉄炉への送風中に酸素を富化することにより羽口燃焼帯の温度が高くなつて Si 量を高くするが操業速度を高め、還元力の大きいガスを発生する。その結果出鉄量は増大しコーク比は低減される。特に合金鉄製造の場合および低シャフト炉に対しては有用である。

鉄石精錬関係ではこの他、鉄石直接還元法でも酸素が使用される。例えば H-iron 法では天然ガスあるいは石油などを変成して CO および H₂ にするが、この際純酸素を用いる。このガスと水蒸気を反応させ CO の 90% を H₂ に転化し、生成した CO₂ を除去して使用する。この方法では 2200 t のヘマタイトを還元するのに 520 t の酸素が必要である。

酸素は溶鉄の予備精錬にも使用される。溶鉄炉の出鉄樋、取鍋、混鉄炉などに純酸素を吹き込み脱珪、脱炭の予備精錬を行えば平炉の生産性を向上し、所要石灰量を低減し、耐火物の消耗を減じかつ溶鉄温度を高める。

平炉助燃用に酸素富化法を用いれば不必要な窒素を減じ、熱効率を高める。火焰温度が高くなり材料への熱伝達が良好となり屑鉄配合量を増加させうる。酸素富化により廃ガス量が非常に少なくなれば将来もはや熱交換を行わない弧光炉類似形状の円形平炉の出現も考えられている。

平炉では助燃用以外に精錬用にも酸素が使用される。この場合には装入口から消耗ランスパイプを鋼浴中にさしこむか、天井から水冷ランスを炉内へ垂下し、鋼浴面上から純酸素の吹きつけを行うかなどの方法がある。この方法では鋼浴温度が高くなり、脱炭速度が増大して精錬時間が減少し耐火物消耗が減り工数も低減する。

電気炉も最近非常に大型化し、普通鋼、不銹鋼の分野で重要なものになりつつある。酸素を使用すれば精錬時間が短縮され電力原単位も低下する。酸素が使用されるまでは脱炭が困難になるため不銹鋼スクラップの利用はほとんど不可能であった。酸素吹込によつてリターンスクラップを装入して 0.05% C 以下の不銹鋼を溶製することが可能になつた。Healy & Hilty は高吹込速度の場合酸化期が短かく酸素消費量も少なく、Cr その他の損失も少ないことを明らかにしている。

酸性転炉衝風に酸素富化した場合には酸化速度が増大し冷材料使用量を増し得る。塩基性転炉においても同様

である。転炉鋼中に含まれる窒素は衝風中の窒素によるものであるが酸素富化送風あるいは酸素—水蒸気混合により非常に低下させうる。この方法では窒素含有量を、0.003% 程度にまで低減しうるが羽口の消耗が大きい。最近の報告ではヨーロッパで炉底から空気を炉頂から酸素を吹き込む“dual-blast”法が実験されている。トーマス鉄の脱炭を脱炭より早く行なうために純酸素と廻転炉を使用する方法も試みられて相当の成功を収めている。耐火物、炉体関係で困難な問題もあるが品質的には平炉鋼同等のものが得られる。

純酸素上吹転炉法も最近開発されたもので平炉、転炉の利点を有するものである。この方法によれば非常に広範囲にわたる原料を用いることができ平炉に使用する溶鉄はすべて使用可能である。さらに平炉および通常の転炉では溶装困難な鋼種を溶装することができる。

最近フランスではランスを通じて石炭粉を吹きこむことが行なわれ、1.5% P の高炉鉄精錬も可能になつている。上吹転炉は脱硫も良好であり、純酸素を使用するので窒素の吸収もなく窒素含有量も低い。

この方法は現在まだまだ発展の途上にあるもので今後 2 カ年間は 1500 万 ton の能力に達するものと思われ平炉の強力な競争相手になるであろう。(河合重徳)

Stora-Kaldo 製鋼法 (Blast Furnace and Steel Plant, Vol. 47, No. 5, (1959) p. 490~523)

Stora-Kaldo 製鋼法はスウェーデン産高燐鉄石を精錬する方法として発達したもので、高級鋼製造に適する。本稿はこの方法の特徴について概説したものである。この方法は単に高燐鉄石のみでなく米国产低燐鉄石の精錬、低硫、低窒素高級鋼の製造法として経済的であり、中、高炭素鋼を加炭することなく製造できる。炉体には二本の外輪があり架台に取付けた四個のコロの上で廻転し、廻転速度は可変である。炉口から水冷ランスをさし込み酸素を吹き込む。

炉体は酸素吹精時 17° の傾斜をしているので炉底部、炉壁などの過熱がさげられる。精錬時には廻転速度を調整することにより脱炭、脱燐の相対速度を調整することができる。排ガス温度を調べれば脱炭、脱燐の反応状況を知ることができる。低燐鉄を精錬する場合、吹精開始時に石灰を加え、珪素が酸化された後には塩基度が 1.5 程度になる。この程度では脱硫、脱燐は完全ではないので排滓して新たに石灰、鉄石などで造滓する。この期間には脱燐が非常に進行するが鋼浴中の Fe 含有量は高い。冷却用に添加するには高品位鉄石などでなくスクラップでも良い。

精錬時に発生する CO ガスは大部分が炉内で燃焼する。したがつて炉内での発生熱量が大きく、炉体の廻転によりこの熱量は有効に鋼浴に伝えられ、大量の鉄石、焼結鉄、スクラップなどの添加が可能となり熱経済である。排滓中の Fe 含有量および排ガスへの Fe 損失が少ないため歩留が良好であり、炉内で燃焼するため排ガス容積

も小さい。

鋼質に対しては酸素、窒素、P、Sなどの不純物および出鋼温度が重要である。酸素含有量は平炉鋼、電炉鋼と類似の値で比較的平衡値に近い。

脱磷も良好で低炭素リムド鋼などは0.015%以下、高炭素キルド鋼でも0.03~0.035%程度にするには高磷銑を用いた場合でもあまり困難ではない。

窒素含有量は使用酸素純度によつて変るが95%程度の時に0.002~0.003%、99%の時には0.001%程度で平炉よりも低く非時効鋼の生産などには有利である。

S含有量の非常に低いことも特徴の一つである。高磷銑の場合にも75%程度の脱硫率を得られる。温度も炉体廻転を用いて容易に調整できる。これらの諸点からこの方法によつて作られた材料、特に板は性能が優れており、靱性が良いので深絞りなどに適する。時効による変化が小さく電炉鋼以上のこともある。

この炉のライニングは14 in.のタール・ドロマイト煉瓦、4.5 in.の焼成マグネサイト煉瓦、2 in.の耐火煉瓦および2 in.のドロマイトスタンプ層で、最外層の寿命は約65回である。1回の操業時間90分、1日15~16操業、平均19 ton/hrである。(河合重徳)

熱電対による電弧炉炉床寸法の管理

(T. J. Wayne, D. R. Johnson, E. R. Rosenow, & E. J. Wittenberger; *Electr. Furn. Steel Proceed.* Vol. 15 (1957) pp. 72~81)

United States Steel CorporationのSouth Worksでは、炉床煉瓦を縦に積んだ逆アーチ型炉床をもつ塩基性電弧炉(40 t炉1基、80 t炉2基)の炉床煉瓦中に、ステンレス保護管のクロメル-アルメル熱電対を恒久的に設置し、この温度を連続記録することによつて、炉床輪郭の寸法の保安全管理を企て、炉床侵蝕による事故を防止した。以下、その操業記録の報告である。

かつて、炉床での温度勾配、ならびに炉床状況と温度との大略の関係を求める目的で、従来の平積み型炉床煉瓦を持つ40 t炉の炉床煉瓦部に、石英保護管のクロメル-アルメル熱電対5本、白金-白金ロジウム熱電対2本を設置したことがあつたが、40回目の熔解までに全部破損し、予期した情報はえられなかつた。この原因は平積炉床煉瓦の移動による、機械的欠陥であると考えられた。

その後、80 t炉1基に、ステンレス保護管のクロメル-アルメル熱電対を6本設置したが、これらは1012熔解の記録を続けており、ついで40 t炉、もう1基の80 t炉に同様に設置したのも、それぞれ460熔解、532熔解を続けている。なおこれらの炉の炉床は逆アーチ型である。各熱電対は、繊維ガラス、あるいは磁器で絶縁し、冷接点から補償導線で炉前詰所の6点記録計につなぎ、温度を自動記録している。

各熱電対の位置は、耐火物が最も侵蝕されやすいところで、40 t炉では、No. 1, No. 2熱電対は装入口の両側、No. 3は、炉心と装入口寄りの電極昇降マストとの中間、No. 4, No. 5は出鋼口の両側とし、それぞれ炉床上縁から30 in下とした。No. 6は炉床中心である。他の炉の熱電対番号もこれになつた。各熱電対の内側

に、マグネシア煉瓦を縦に1枚(9 in)積み、逆アーチ型炉床とし、その上にマグネシアを10~20 inつき上げて炉床とした。

炉床乾燥のため附加バーナーを点火したときから6点記録計の作動を開始した。バーナー点火後約50時間で床流鋼を出鋼したが、その間の温度記録は、炉の大きさや炉床内面と熱電対の間の距離は異なるにもかかわらず、40 t炉と80 t炉で、一般的の傾向は似ており、No. 6熱電対の床流出鋼時の温度は、ほぼ同一(約900°F)であつた。

一熔解内の細い温度変化は判らないが、熔解回数が増すにつれ、出鋼時の記録温度は上昇する。40 t炉の130回目の出鋼時には、最大許容温度1400°Fに達したので、二回焼成ドロマイトで床付けを行つた結果、133回目から温度は下りはじめ、1200°Fの平衡水準に戻つた。

操業中、熱電対の定期検査の為、各熱電対を取外し、また取付けたが、逆アーチ型炉床は煉瓦の移動が少ないため、この作業は容易であつた。また、80 t炉のNo. 6熱電対が腐蝕したので、シリマナイト保護管と交換したが、以前平積型炉床で経験した、煉瓦の移動による破損の心配はなかつた。

長期間の操業経験から推すと、操炉員の経験と合せて、熱電対を炉床補修の管理に用いることは可能である。逆アーチ型炉床は、1熔解あたり平均5 tの容量増大を企図して設計されたものであるが、熱電対の使用により炉床輪郭の保持が可能になつたため、8 tの増量が期待できる。熱電対の温度が1000~1200°Fは普通で、1400°Fまでは心配はない。1400°Fを越えたら、二回焼成ドロマイトで補修すれば、鋼滓面の侵蝕を除き、炉床侵蝕による事故を防げる。(八巻雄三)

一 性 質 一

鋼の時効現象について

(B. R. Nijhawan, *Blast Furnace and Steel Plant*, Vol. 47, No. 5 (1959) 485~489)

時効現象とは一般的には自然に生ずる性質の変化で、常温では遅く、温度が上ると急速になる。時効については第一にその生ずる時間、第二にその結果の利害が重要である。鋼で認められる時効は二通りで焼入時効(quench-ageing)および歪時効(strain ageing)があるが、時効の生ずることにより硬度、引張強さが増大する反面靱性、耐衝撃性は低下し、降伏点が顕著になる。

焼入時効はC、Nなどの溶解度が低温域で小さいため過飽和固溶体からのこれらの析出によつて生ずる。例えばα鉄中のCの固溶度は700°で0.04~0.05%であるが室温で0.008%に低下する。そのため滑り面上などに炭化物の析出が生じ時効硬化する。

歪時効は板の加工の場合、特に直ちに成形できない時に問題となる。各種含有元素の影響は十分調査されており、その主原因は炭素および窒素であるとされている。以前は酸素が直接的な原因とされていたが最近では二次的な影響をおよぼしていることが明らかにされている。強度に脱酸した鋼では歪時効は生じないがこれは脱酸剤によつて窒素が固定化されるためである。常温あるいは多少温度を上げた状態で析出が起つて結晶格子に歪を生

じ、滑りに対する抵抗を増大させる。300°C 以上になると析出物が凝集粗大化して軟化する。

降伏点現象は歪時効と同じ原因によつて生ずるものである。炭素、窒素などを除去する、あるいは不活性化すれば降伏点は生起せずまた酸素のみで降伏点を生ずることもない。0.003% C の鉄は歪のない状態では降伏点を示さないが歪時効した後は降伏点が認められる。

以前から 250°C 前後の試験での脆化するすなわち青熱脆性が認められているが、これも歪時効と同じもので、250° 程度だと時効速度が試験期間と一致する程度であるため顕著に生ずるものである。Al, Ti, Zr などで脱酸すると同時に窒化物が形成され、青熱脆性、歪時効現象などは急激に減少する。

これらの事象を理論的に説明する試みは Mehl & Jetter, Andrew & Lee, Nadai その他らによつても行なわれたがいずれも事実を完全に説明しえるものではなく、Cottrell その他によつて行なわれた転位論による説明が事実をもつとも良く説明している。すなわち転位近傍 (Atmosphere) の応力場には溶質原子があつた方が安定で、これにより転位は固定されてしまい変形が生じ難くなるが、大きな力が加わつて一度滑りが生ずれば転位は自由となり応力が増大しなくても変形が継続され、降伏点を生ずる。この理論をさらに拡張すれば歪時効の時に生ずる脆化の現象も良く説明できる。

Cottrell & Bilby は原子の転位への拡散速度について理論的に計算して温度と時間との関係式を求めた。その後 Hundy は温度と時間について次表のごとき報告を行なっている。これらの結果は時効速度が冬期に比し夏

15°C	21°C	100°C
1 年	6 ヶ月	4 時間
6 ヶ月	3 ヶ月	2 時間
3 ヶ月	6 週間	1 時間
1 ヶ月	2 週間	20 分
6 週間	4 日	5 分

期には非常に増大する事実と一致するものである。時効速度に対しては温度以外にも多数の要因があり特に最初の歪の影響が大きいので、スキンプラス時の圧下率は十分に注意して選択しなければならない。(河合重徳)

焼戻マルテンサイト (P. Payson; Trans. A. S. M. Vol. 11 (1959) p. 60~93)

本稿は 1958 年の Edward Demill Campbell 記念講演である。そして主として高合金鋼の焼戻 2 次硬化における炭化物の挙動について報告している。高合金鋼のマルテンサイトを焼戻すると、2 次硬化現象を示すが、これは合金炭化物の析出に帰因するものと考えられ、この合金炭化物は鋼の組成により数種の型をとる。たとえば、単純 Mo 鋼や W 鋼では Mo_2C あるいは W_2C のごとき M_2C 型炭化物が析出する、そして V が 0.5% 以下でも含有されていると、 M_4C_3 型の V 型の炭化物がさらに析出する。

Fe 炭化物、すなわち Fe_3C はある焼戻温度範囲にわたつて合金炭化物と共存する。焼戻 2 次硬化が終つた後にも軟化に対してかなり抵抗を示すのは析出した合金炭化物の発達によるからである。すなわち、合金炭化物の

構造は変わらないが、合金炭化物の合金元素が増加するのである。多元合金や単純 W 鋼・Mo 鋼において析出した合金炭化物が最後には M_6C 型炭化物に変態する。しかしこの変態が行なわれる時には硬度はかなり低下する。鋼中の Cr は炭化物形成元素であるが、480°C までの焼戻温度に短時間保持した際かなり軟化抵抗を示すが、Cr 鋼は焼戻 2 次硬化現象を示さない。8% Cr 以下の Cr 鋼における析出合金炭化物は Cr_7C_3 である。この型の炭化物がなぜ焼戻 2 次硬化現象に原因をおよぼさないのかという理由はわからない。しかしながら、Cr 鋼の軟化の抵抗は合金炭化物の合金元素が増加することによる。

この合金炭化物の平衡に達する期間はかなり長く、C 量と合金元素量との間にある平衡関係がある。

(上野 学)

Hastalloy 合金 B の時効特性

(R. E. Clausing, P. Datriarca & W. D. Manly; Trans. A. S. M. Vol. 11 (1959) p. 123~135.)

本稿には、Hastalloy 合金 B の時効特性について研究され報告されている。この合金は高温にて析出現象を起し、この現象は温度と時間との函数である。析出現象としてはつきのごとき特徴をもつ、すなわち①1300°F では比較的迅速に Widmanstätten 型の構造の析出物を生じ、これは Ni-Mo 2 元合金の β 相に似た構造を持つ。②1100°F で 1000 hr の時効では、 β 析出物は光学、電子顕微鏡ではみとめられないが、硬度や機械的性質には変化をおよぼす。③1500°F では析出物は低温で析出したものより異なる構造をもつ、すなわち Widmanstätten 型よりもむしろ針状型の析出物である。これは γ 相の構造であると思われる。

つきに機械的性質について述べれば、時効により常温と高温の引張強度は僅か向上するが、延性はいちじるしく低下する。すなわち、①1300°F で時効すると、Widmanstätten 型析出物により延性をいちじるしく低下させる。②1100°F で時効すると、常温硬度は増加するが、かなり延性は低下する。この変化の機構は微視的な β 相の析出によるものと考えられる。(上野 学)

1% までの Cu を含有する低炭素鋼の再結晶、組織および硬度について (R. L. Rickett & W. C. Leslie; Trans. A. S. M. Vol. 11 (1959) p. 310~334)

本稿には低炭素鋼に約 1% 程度まで Cu を添加した際の再結晶、組織および硬度の挙動におよぼす影響について報告されている。その結果を総括すると、

① A_3 変態点以上より空冷すると、0.4% Cu 鋼では析出現象が起る。これらの鋼を 1100~1300°F に保持するとさらに析出が起るのがみとめられる。焼準した 0.8% Cu 鋼と 1.1% Cu 鋼を 1100°F に保持すると、析出硬化が起るが、0.6% Cu 以下の鋼では硬化がみとめられない。Cu が 0.6% より多い鋼でも 1200°F と 1300°F に保持すると、析出硬化を示さない。温度が増加するにつれて、析出物の大きさは増し、球状よりむしろ棒状の型をとる。

② 0.27~0.8% の含有量の Cu はいちじるしく等温再結晶速度を遅らせる。その遅らせる程度は Cu 含有量の増加と共に増す。

③再結晶の初期段階あるいはその前において、形成される Cu の析出物の微細な分布や準析出物の群等は高 Cu 鋼の再結晶現象の不活潑さにかなり関係があると認められる。

④0.4~0.8% Cu 鋼を冷間加工して、数時間で完全に再結晶が終るような温度で焼鈍する前に 900~1050°F で約 1hr 前処理すると、伸長した結晶粒の集合した組織を得る。

これは前処理が再結晶を遅らせ、この前処理により Cu の析出物を生ずる。0.8% Cu 以下 (大体 0.4~0.6%) の鋼では、1hr あたり 200°F の加熱速度では、前処理なくとも伸長した結晶粒を得るが、加熱速度が早くなると前処理を必要とする。そして加熱速度が遅くなつて、1hr あたり 30°F の加熱速度では前処理の如何にかかわらず、等軸結晶粒であつた。

⑤冷間加工の程度を増すと、Cu 鋼における結晶粒の伸長度を増加させる。冷間加工の増加の影響は硬度の増加をもたらす、焼鈍後の結晶粒の大きさを微細化させる。

⑥等軸結晶粒の時には、Cu 含有量の増加は焼鈍後の硬度をかなり増加させる。そして 0.4% 程度の Cu を含有した鋼は含有しない鋼よりも少し結晶粒が小さい。

伸長結晶粒の時には、硬度と結晶粒の大きさにおよぼす Cu の増加の影響は、伸長結晶粒となつて軟化せんとする傾向によつて妨げられる。(上野 学)

片状および球状黒鉛鑄鉄の組織と諸性質におよぼす錫の影響 (E. C. Ellwood; Modern Castings July (1959) Vol. 36, Na. 1, p. 73~80)

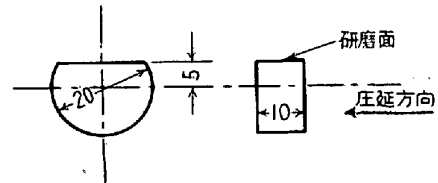
片状黒鉛鑄鉄におよぼす錫の影響として、DeSy らは 0.02% 程度の錫が鑄鉄中に残留すると地のフェライト量は相当少なくなり、0.048% で完全にパーライト地になつたと報告している。Davis らによると、錫 0.5% 程度まででは硬度が漸次増加し、抗張力は錫 0.2% 程度まで同じく増大した。抗析力については過共晶組成の場合、0.1, 0.2% 錫量でいちじるしく増大したが、亜共晶組成では影響が認められなかつた。さらに亜共晶組成のものについては、弾性率等が錫約 5% で向上した。応力-歪線図からすると、錫の影響は有害というよりむしろ有効である。衝撃値については、錫 0.1% で母材の場合より低下したがフェライトが相当量ある程度では無害である。地のパーライト化促進作用については、DeSy の結果と同様で、亜共晶組成について錫 0.51% で 100% パーライト地になり、過共晶組成でも錫 0.2% でほとんどパーライト地になつた。しかし、バナジウム、クローム等の添加による場合と異なり、錫は過剰に入れても塊状炭化物が生じない。球状黒鉛鑄鉄について、Millis 等は 0.05% 以上の錫は望ましくないとしている。Morrogh は錫 0.13% 程度で黒鉛形状に影響が認められなとし、またこの場合も片状黒鉛組織と同じく錫 0.041% で 100% パーライト地になり、抗張力および硬度はそれに従つて上昇し、伸びは低下すると報告している。以上のような研究報告がすでにあるが、著者は炭素当量 4.31 と 4.28 の二つの球状黒鉛鑄鉄におよぼす 0.37% 程度までの錫の影響を調べた。その結果マトリックスにおよぼす影響としては、錫約 0.05% で 95% 程度のパーライト地となり、塊状炭化物の形成を促がすことなく地のパーライ

ト化に有効であつた。肉厚が増すとパーライト化するための必要錫量は若干増加するが、1/2 吋厚さと 3 吋厚さのものを比較したところいずれにしても錫 0.05% で 90% 以上のパーライト地になつた。硬度は錫量の増すに従つて増加するが、地がほとんどパーライト化する量、すなわち錫 0.05% 以上ではその増加率が緩慢になつた。抗張力の場合も同様で、0.05% 程度までは増加するがそれ以上では低下傾向を認めた。黒鉛形状におよぼす影響として、錫は黒鉛球状化阻害作用を持つ。セリウムは黒鉛球状化阻害元素の中和作用を持つものとされているが、この場合も 0.006% 程度のセリウムの残留によつて 0.37% 残留錫による球状化阻害作用を中和することが認められた。以上が実験結果であるが、肉厚 3 吋では球状黒鉛の形状におよぼす錫の影響が認められなかつたと結語している。(飯島史郎)

炭素鋼の組織と変態点に対する加熱時間の影響

(H. Borchers, G. Saur; Stahl und Eisen, 79, (1959) Nr 4, s. 210)

亜共析炭素鋼を高温で長時間加熱することによる組織変態点の影響について調べるために、0.35% C までの低炭素鋼の圧延棒鋼から図に示すような試料を切りとり電気マッフル炉で加熱後 900~500°C の間を 2~3°C/mn で炉冷し、結晶粒の大きさを 3 つの任意の場所について 200 倍で調べた。



フェライト結晶粒の大きさは 1,100°C での加熱時間が長くなると共にいちじるしく粗大化することはなく、予期しなかつた 3 つの最大値と最低値を示した。0.35% C 鋼は加熱温度が A_{c1} 点以下のときはフェライト結晶粒は成長せず A_{c1} と A_{c3} の間ではその成長は僅かであり 900°C (A_{c3}) 以上で粗大化し、900~1,100°C の間では最大値と最少値があらわれ、900~950°C の間と、1,000~1,050°C の間はほとんど同じであつた。

パーライト量と加熱時間の関係を示す曲線には 2 つの最大値があらわれ、これとフェライト結晶粒の大きさと加熱時間の関係を示す曲線とを比較すると、パーライト量の第 1 の最大値とフェライト結晶粒の最大値、パーライト量の第 2 の最大値とフェライト結晶粒の第 2 の最低値が一致し、2 つの曲線の間には明白な平行性はなかつた。

硫化物は加熱時間が長くなると、塊状から真珠をつなぎ合せたような形に変わり、1,100°C で 2h 加熱すると硫化鉄は基地の中へ溶けこんでしまつた。

試料を 1,100°C で 0.5~7h 加熱した後 880°C まで 2~3°C/mn で炉冷し 880°C~660°C の間、20°C 毎に焼入れて試験した場合 A_{r3} , A_{r1} 点と加熱時間の関係を示す曲線の第 1 の最低値と、フェライト結晶粒、パーライト量と加熱時間の関係を示す曲線の第 1 の最大値とは一致した。(安原四郎)