

抄 録

— 原 料 —

高炉操業に及ぼすコークス性状の影響について

(H. BEER: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 16, p. 845~852)

近年における高炉操業改善の一因として、コークス性状の改善が考えられる。このため、コークスの物理、化学性状が高炉操業に及ぼす影響を文献上で検討した。

コークスの粒度は、鉍石予備処理の行なわれていないときは大きかったが、鉍石の予備処理の向上につれて、平均粒径の小さい粒度範囲の狭いコークスが使用されている。鉍石の予備処理が行なわれかつ中位の粒径のコークスを使用して、コークス比 2%，出鉄量 10~19% の向上が得られている。西独における比較試験では粒度 40~80 mm のものが最適と結論されている。

コークス強度の影響は種々の場所で調査され、コークス強度の向上とともに、通気性が改善され、出鉄量増加が得られている。一方強度のコークス比に及ぼす影響については、明らかになっていない。

コークスの水分含有量は、直接炉に装入される炭素の量に影響を及ぼすのでこの変化を少なくすることが重要である。±1% の水分の変動に対し、送風温度 ±50°C の補償が必要となり、コークス中水分は ±0.5% 以内の変動に止めるのが望ましい。

コークス中灰分の増加は、造滓量の添加量を増加せしめ、スラグ比を増加する。コークス中灰分 1% の増加によりコークス比 2% の増加となることがあきらかである。

コークス中 S の増加は、脱硫のためのスラグ比の増加などにより、コークス比の悪化をもたらす。操業結果によれば、S 0.1% の低下により、コークス比 2~3% 低下が得られているが、出鉄量は 1.7~8% 増と大きくばらついている。

コークスの反応性の変化は炉内過程、特に還元ガス利用率に影響を及ぼすと考えられるが、現在のように、鉍石の事前処理が向上している場合は、他の性状の与えるほど大きな影響を与えない。(福武 剛)

焼結層の位置と焼結鉍の組織および物理性状との関係

(G. SINDELAR et al.: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 18, p. 965~968)

Hattingen の Henrich 製鉄所の焼結工場 (機幅 2.5 m, 吸引面積 60m²) において、焼結層の高さ方向による焼結鉍の組織および物理性状の変化について調査が行なわれた。送風機の吸引は続けたままで、焼結機の運転を短時間停止し、排鉍部の直前で試料を採取した。試料はペレットの中心部において、層厚 300 mm の全高にわたって採取し、冷却後 3 層に分割して各層について、化学分析、タンブラー、還元、軟化試験、溶融点の測定および顕微鏡組織の観察を行なった。

各層の試料について、鉍物組織の観察の結果、焼結層

の最上層では、鉍石粒子の結晶化が始まった段階で、未焼成の原鉍が多く残留しているが、下層に行くに従い、magnetite の結晶化が進行し、更にグレートに近づくにつれ、hematite への再酸化が行なわれ、また最下層では少量の原鉍が認められた。化学成分をみると、CaO/SiO₂ が 0.64 から 0.71 の間にばらつき、酸化度は上層の約 93% から下層の約 95% まで増加していた。タンブラー試験 (ISO に準拠) の結果は +6.3 mm 指数で上層の 40 から下層の 69 にまで上昇した。還元性は上層と中間層とでは同じであるが、下層は還元性が高く、これは酸化度が高いためと考えられる。荷重軟化試験および高温顕微鏡による溶融点の測定の結果では、層間の差ははっきりしなかった。次に強度と鉍物組織との間の関係をみると、上層の弱い強度は、未焼成の原鉍が残っていたためと思われる。中間層での強度の上昇は鉍石粒子の結晶化による結合の強化のためであり、下層では 15~25 mm の床敷鉍が原鉍のままで残留していても、その他の部分の結晶化の発達のため強度が高いものと考えられる。(山田幸夫)

— 製 鉄 —

D-LM による新しい商業的な製鉄法

(T. E. BAN and D. C. VISLETTA: Iron Steel Engr., 45 (1968) 9, p. 101~113)

D-LM 法は高品位で多面的な用途を持つ鉄の製造法として McWane Cast Iron Pipe 社で開発され、1968 年秋には米国アラバマ州のモービルで操業にはいるであろう。この方法は原料の配合、粉碎・篩分、球状化、炭素還元、アーク溶解の主工程よりなり、特長とするところは石炭のコークス化、装入物の凝集化、予熱予備還元を同時に行なう炭素還元工程にある。粉碎粒度は -325 メッシュが 30~50% と通常のペレット用よりも大きく、またグリーン・ペレットの大きさは酸化ペレット用で 0.96~1.89 cm であるのに対し、D-LM 法の炭素還元用には高温、高送風化でのペレット間の反応、酸化を防止するため、1.89~2.54 cm と大きくしてある。炭素還元の予熱は 260°C、還元温度は 870~1315°C である。また酸化ペレットの主組成は 82.3~96.9% の Fe₂O₃ であるが、還元ペレットは Fe₂O₃ 1.8~3.0%, FeO 39.1~44.7%, Fe(金属) 7.8~10.7% で鉍石中の 41~62% の酸素が除去される。この焼成ペレットを用いた場合、電気炉の炉頂ガスの CO/CO₂ は 2 で、従来の電気炉操業の 5 に比べ小さく、溶解に要するエネルギーを少なくできる。得られる鉄の組成制御として特にペレット中の C と O の比に留意し、0.82% Si での標準偏差が 0.11 で、これは高炉溶解の 1.21% Si での 0.16 に匹敵する。

さらに D-LM 法を発展させるには、より金属化されたペレットを用い、溶解の電気エネルギーを低下させる必要がある。ペレット中の酸素の除去を 60~98% にする

ためには、焼成時の送風温度と組成の制御が重要であり、従来の直線型移動火格子では空気の侵入により、制御が困難なため、可動部と固定部を液体でシールした円形型火格子が望ましい。この装置の採用により、密閉ばかりでなく、設備の経量、縮小化もできる。このような金属化されたペレットの電気炉溶解に要するエネルギーは 300 kW/hr・t であり 2,000 t/day の操業も可能である。

(小池一幸)

高炉コークスの破碎および整粒焼結鉱との精鍊

(W. Looz et al.: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 15, p. 793~799)

Dortmund-Hörde の高炉工場では、ベルトコンベヤーによるコークス輸送設備および、クラッシャー、篩よりなるコークス破碎設備を 1966 年に完成した。クラッシャーを通さない場合コークス粒度は 40~100 mm であつたが、クラッシャーを使用して 20~80 mm および 15~60 mm の粒度にすることができた。この高炉で、主要な装入物である焼結鉱の粒度を 5~50, 5~20, 20~50 mm の 3 段階に変化させ、おのおの場合に上記のコークス粒度の高炉操業に及ぼす効果を試験、検討した。この試験期間中装入物成分、送風量の変動は行なわなかつた。

焼結鉱の粒度が 5~50 mm および 5~20 mm の場合には、コークス粒度を 20~80 mm または 15~60 mm に低下することにより約 10~15 kg/t のコークス比の低下が得られた。いつばう 20~50 mm の焼結鉱の場合には、コークス粒度は、40~100 mm のものが最適で、20~80 mm または、15~60 mm の場合はそれぞれ 3 または 8 kg/t のコークス比の悪化が生じる。コークス粒度を 40~100 mm から 20~80 mm に変化すると、ダスト比はいずれの場合も低下する。

コークスの破碎コストは、粉コークス損失も含めて、20~80 mm, 15~50 mm に対し、それぞれ 0.90, 2.20 DM/t であつた。コークス破碎コスト、コークス比およびダスト比の変化による製鉄コストの変化は、おのおののコークス粒度、および焼結鉱の組み合わせによつて異なるが 40~100 mm のコークスの場合を基準として、20~80 mm のコークスの場合は、5~50 mm, 5~20 mm の焼結鉱の場合、それぞれ 0.84, 0.48 DM/t コークスの低下が起こり、20~50 mm の焼結鉱の場合には、1.35 DM/t コークスの上昇が計算された。送風圧力、鉄成分の安定性から考えて、コークス粒度は 40~80 mm とするのが妥当であると考えられる。

(福武 剛)

高炉製錬における酸素使用の若干の問題

(П. Г. ПУЧАНОВ et al.: Stal, (1968) 8, p. 679~683)

著者らは Cherepovets 冶金工場で行なわれた酸素富化送風操業のデータにもとづいて、高炉プロセスの諸指数におよぼす酸素富化の影響を調査した。実験は 1964 年と 1965 年の 2 回にわたつて行なわれたが、いずれも送風の酸素富化と同時に天然ガスも吹込まれた。1964 年の実験では送風中の最大酸素濃度を 27% まで試験し、そのさい吹込天然ガス量は時間当たり一定に保つた。1965 年の実験では送風中の酸素濃度を 29.5% まで増し、天然ガス量は酸素に伴つて増加した。

生産性に与える酸素富化送風の影響は、製錬強度指数としての毎時当たり炉頂ガス量 ($V_g, m^3/hr$) と炉頂ガス

量比 ($V_g, m^3/t\text{-pig}$) とによつて表わされる出鉄量 ($P, t/day$) の関係式から、送風中の酸素濃度 ($\omega\%$) による次の微分式で示される：

$$\frac{100}{P} \cdot \frac{dP}{d\omega} = \frac{100}{V_g} \cdot \frac{dV_g}{d\omega} - \frac{100}{V_g} \cdot \frac{dV_g}{d\omega}$$

一般的には、酸素富化に伴つて炉頂ガス量比が小さくなるので、式からも生産性は増大することになる。操業データの回帰分析によると、1964 年のデータからは酸素 1% の増加に対して 3.7~4.3% の生産性の増大が得られることになる。これに対し 1965 年のそれは 2.6~2.8% であつた。この相違は炉内の固体およびガスの分布の相違に帰因したものと思われる。

還元プロセスにおよぼす影響については、酸素富化に伴う直接還元率の変化を調べたが、いずれの実験でもあまり大きな変化は認められなかつた。コークス比については、炉下部帯における部分熱バランスの式を解析してコークス比におよぼす酸素富化の影響を表わす関係式を導くことができるが、それによると、熱風温度が高く、送風水分が少ないほど酸素富化に伴つてコークス比は増大することになる。ガス流分布が理想的なそれに近かつた 1964 年の実験データからは、酸素富化 1% 当たり約 1 kg/t-pig のコークス比の増大が計算された。

(鈴木吉哉)

高炉外での鉄鉄の脱硫

(W. DOMALSK et al.: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 17, p. 906~919)

ソーダ灰による鉄鉄の炉外脱硫の際には、鉄中の [Si] が酸化されてソーダ中に SiO_2 としてスラグ化し、スラグは ($Na_2O \cdot SiO_2$) の組成に近づき、S の分配比はしたがつてほぼ一定の値に近づく。このため、脱硫率の向上のためには脱硫剤の添加量を増加する以外に方法はない。この場合の鉄鉄温度はこの脱硫スラグの粘度から、約 1200°C 以上が望ましく、1300°C 以上の場合にはソーダ灰の気化損失が増加するので好ましくない。

脱硫スラグの塩基度向上のためにはスラグに石灰を添加すればよい。この場合、脱硫スラグの融点が 1150°C を越えないという条件下では、 $Na_2O-CaO-SiO_2$ 3 元系上で $Na_2O \cdot SiO_2$ 組成付近と、ソーダ灰：石灰が 1：1 の所にある。後者の脱硫剤を使用して、溶鉄温度 1250°C で S の分配比 900~1100 という良好な結果をシェーキングレードル法で得た。

製鋼用鉄をソーダ灰で脱硫する場合には、鉄鉄からのキッシュグラファイトの分離のために著しく脱硫が阻害される。分離したグラファイトは脱硫スラグ中へはいり、スラグの流動性を低下させる。したがつて、グラファイトの分離の起こらないようにして脱硫する必要がある。

シェーキングレードルの設備コストを 1 とするとき、ランス吹込法 0.95, Östberg 法 0.26, ソーダ投入法 0.05 が各設備コストと見積もられ、一方脱硫剤コストは、焼石灰粉 0.07, ソーダ灰 0.22, CaC_2 0.48 DM/kg である。設備コストの高いシェーキングレードル法では処理量の増加に伴い、脱硫コストは大幅に低下し、ソーダ投入法では、この低下は少ない。種々の脱硫剤について脱硫方法、処理量による脱硫コストを比較すると 1.6~9.2 DM/t の間にはいる。

(福武 剛)

— 造 —

ビーム・ブランクの連続製造

(Blast Furn. Steel Pl., 56 (1968) 9, p. 786~788)

今まで各国の連続製造プラントは矩形のブルームまたはスラブに限定されていたが、カナダのアルゴマ製鋼所でビームブランクの連続製造に成功した。工業的に成功したものとしてはこれが世界最初であろう。当社の連続製造機は2列でわん曲型であり今年の3月中旬にテストラインがスタートし、現在の操業は1交代制から2交代制に変わってきている。工程として、鑄込湯は330ft離れた製鋼工場からレードルカーでタンデッシュの所まで運ばれタンデッシュで湯を受けた後タンデッシュノズルで2つの鑄型に注入される。鑄型の内にあるダミーバーは暫次抜き出され、その運動と鑄型自身の上下振動が熱塊を、均質しかつ鑄型とくつつくことを防いでいる。鋼はわん曲の鑄型から曲がつたスプレー室へ移行し床レベルに水平になるように矯正される。ダミーバーは分離され、鋼は適当な寸法にガスカットされた圧延ラインへと移行する。連続製造機でビームブランクを鑄込むことは連続造自身の利点もさることながらビームミルに対して半製品の形を鑄込むことによつて中間のステップを除去できる所に大きな特徴がある。すなわち全工程(鑄込スタートからブランク仕上がりまで)の所要時間は1hrで普通の方法での時間的ロス除去でき、かつまたブレークダウンミルの必要がなくなる。今までの実績としてはBISRAのパイロットブランドで、最初の鑄込(17 $\frac{3}{4}$ ×12in ビームブランク)が理想的であつた、そしてビームブランクが数千t鑄込まれアルゴマの広幅フランジビームミルで12inおよび14inに圧延することに成功した。アルゴマの67年9月に決定された2列のビームブランクおよび4列のブルームの連続製造機の合体した能力はフル生産で年間60万tにも達するであろう。

(宮本 章)

— 工 —

金属の変形におよぼす変動歪速度の影響に関する第1

報 (A. MATSUFUJI and A. WEINSTEIN: Iron Steel Engr., 45 (1968) 9, p. 121~138)

圧延中の材料の変形抵抗を計算する理論式に用いる基礎データの測定は、現在、広くCook and McCrumの試験法で行なわれているが、とくに熱間圧延のように歪速度と左下率の大きい場合には、実測値との対応が悪いことが明らかになった。その理由は実際の圧延は平面歪で変動歪速度で行なわれるが、この試験法は単軸定歪速度の圧縮試験であるためと考えられる。そこで平面歪で変動歪速度の変形ができる落槌式圧縮試験機を製作し、これを用いて熱間で低炭素鋼の試験を行ない、Cookらの方法および熱間圧延における実測値と比較検討した。鉛は歪速度依存性がなく鋼の代用試験材としては問題があるので、この点を確認するため鉛についても試験した。

鋼の落槌圧縮試験のさいの荷重の時間変化より、最大荷重となるのは、平面歪圧縮の場合加工初期であり、単軸圧縮の場合は加工末期であることがわかった。鉛は平面歪圧縮の場合も加工末期であり両者の間に差がみられ

る。落槌圧縮試験とCookらの試験の比較から、平面歪の変動歪速度試験は単軸定歪速度試験にくらべ加工度依存性は小さく、歪速度依存性は大きいことがわかった。従来、圧子の幅は試験片板厚より大ならば応力—歪曲線の形に影響しないとされているが、平面歪の変動歪速度試験においては板厚より大でも影響があることがわかった。鉛について平面歪の変動歪速度試験を行なうと、応力—歪曲線は歪速度に依存せず、鋼との挙動の差が明確となつた。したがつて鉛で鋼の代用試験を行なうのは適当でない。圧延圧力、圧延トルクと歪速度の関係について、平面歪の変動歪速度試験およびCookらの試験結果からの計算値をDAHLらの熱間圧延における実測値と比較したところ、曲線の形、数値とも前者のほうが近い値を示した。試験条件を実際の圧延に近く選べばよい一致がみられると思われるので、今後この試験法をもつとよく利用すべきである。

(大内啓史)

— 性 質 —

約0.18% C, 1.25% Mn を含有するアルミキルド鋼の厚板の諸性質におよぼす微量 Ti の効果

(A. DREVERMANN et al.: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 17, p. 931~942)

最近高張力鋼の需要が増加しているが、C, Mn によつてのみ強度を上げると、溶熱影響部が脆化するため、DIN 17100 による ST 52-3 では C: 0.22%, Mn: 1.50% 以下に制限している。機械的性質をさらに上げるには、Nb, V, Ti などを微量添加することが有効である。本論文は、ST 52-3: 0.16~0.20% C, 0.10~0.50% Si, 1.00~1.50% Mn, $\leq 0.040\%$ P, S, $\geq 0.030\%$ Al に 0.12~0.18% Ti を添加して厚板に圧延し、焼準材の機械的性質、溶接性を比較検討したものである。その結論は次のとおり。

1. Ti 添加鋼は、降伏点、抗張力が上昇するが、その度合は板厚により異なり、板厚 50 mm ではその効果は小さい。これは、板厚の増加に伴う仕上温度の上昇、圧下率の減少により、Ti の効果が減少するためと考えられる。

2. Ti 添加鋼は、添加しないものより細粒であるが、切欠き靱性が低く遷移温度が高い。これは切欠き靱性に対して、Ti の有益な細粒化効果より Ti 化合物の有害な効果のほうが大きいと考えられる。ただし、Ti 添加 ST-52-3 の衝撃値は、規格値を満足している。

3. Ti 添加鋼は、1100°C 以上の加熱によつて、降伏点、抗張力は上昇するが、脆化して切欠き靱性が低下する。したがつて、熱間加工温度を適正にして、その後焼準処理する必要がある。

4. ST 52-3 の厚板の厚み方向の機械的性質は、圧延方向、圧延直角方向のものより非常に劣化するが、Ti を添加したものはこのような異方性が減少し冷間加工性がよい。これは、Ti は Mn より鋼中の S と化合しやすく、MnS のバンドストラクチャを減少させるためである。Ti の硫化物は、熱間圧延であまり塑性変形せず、粒状に分断する。

5. Ti 添加 ST 52-3 は、Ti を添加しないものに比べて、溶接熱影響部の硬さは高いが、母材に対する硬度増加は小さく、溶接熱影響部の切欠き靱性の低下も小さい。

(高梨安弘)

低合金鋼の超塑性

(W. B. MORRISON: Trans. Amer. Soc. Metals, 61 (1968) 3, p. 423~434)

超塑性を示すいくつかの低合金鋼について検討をおこなった。これまで多くの超塑性を示す非鉄合金について必要とされていたことにしたがって、熱間圧延で結晶粒を微細化し、試験は $\alpha + \gamma$ 範囲でおこなつて粒の大きさが安定なようにした。C-Mn 鋼では最高試験温度は約 800°C であつたが少量の α 安定元素, Al, P, および Si を加えて安定な二相温度範囲をひろげると 900°C まで上げることができる。適当な試験温度における組織は α と γ との微細な混合で、二相範囲での熱間圧延のため、帯状組織が著しく発達している。これらの鋼の引張試験をおこなうとすべて 100% 以上の大きな伸びを示し、あるものでは 300% 以上におよぶ。初期における応力の歪速度感受性が高い(約 0.5) 場合に大きな伸びを生ずる。歪速度と歪とのある範囲内で $\sigma = K\dot{\epsilon}^m$ (K, m は定数) の関係が成立する。一般に歪速度の小さい場合に最大の伸びを生じ、歪速度が工業的に関心の持たれるような値に近づくと伸びは急速に減少する。歪速度感受性は引張りの進行とともに変化するもので、多くの場合、試験の間に減少を示す。この減少はおそらくは結晶粒の大きさの増大と一次的に結びつくものである。その他の点で組織の変化として興味あることは、帯状組織の減退と、ある種の鋼におけるボイドの形成である。結晶粒は歪を与えられる間も等軸形のままで存在し、その転位密度はきわめて低い。各種元素のうちであるものは、それが組織に与える影響のほかに、さらに超塑性挙動を促進するがそれらのうちでもつとも有力なものは P, C および Al である。試験した鋼種のうち、C と P との含有量の高いものほど高温での伸びが高かつたことから、0.33C, 1.43Mn, 2.01P, 0.05Al, 0.15V なる成分の鋼を作り、900°C で試験したところ、0.5 mm/min の引張速度で 430% 以上、12.5 mm/min では 250% の伸びを示した。この鋼は後者のごとく、工業的に有用な加工速度に近い場合でもこのように大きな伸びを示した。(鈴木正敏)

微細二相組織を有するステンレス鋼の変形と破壊

(H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Trans. Amer. Soc. Metals, 61 (1968) 3, p. 474~488)

最近、オーステナイト(γ)とフェライト(α)の微細な二相組織を有する 26Cr-6 $\frac{1}{2}$ Ni ステンレス鋼が優れた性質を有することが示された。この合金は昇温時に超塑性を有し、常温付近の温度で強度、靱性と耐食性を兼ねそなえている。926°C (1700°F) で約 40% の γ を含み、この温度で最終加工することによつて、微細な二相組織となる。種々の条件で焼ならし後、低温における変形と破壊特性を調べた。

γ 相は引張試験中部分的にマルテンサイトに変態し、加工硬化率が連続的に増加した。流動応力の温度依存性は低合金鋼に似ているが、歪速度依存性は著しく小さい。顕微鏡組織が α と γ のしま状組織であるにもかかわらず、引張性質の異方性は少なかった。強さに対する焼なまし条件の影響はわずかであつた。しかし冷却速度は重要で、徐冷すると強さが増加し、V シャルビー試験の延性-脆性遷移温度が上昇した。冷却中の反応は、他の高

Cr フェライト鋼に見られる 475°C (885°F) 脆性であり、LAGNEBORG が示唆したようにスピノーダル分解によるものと考えられる。

強さと異なり、耐衝撃性は焼なまし条件によつて影響がみられた。これは結晶粒度の変化、 γ バンドの存在の有無や α 相中の Ni 含有量の効果を考えることによつて理解される。強さと靱性の最もよい組み合わせは 815 または 870°C (1500° または 1600°F) $\times$ 1 hr の焼なましによつて得られた。 γ の存在の効果は、間接的には熱間加工と焼なまし時に存在することにより α 結晶粒を微細にすることにある。また α 中のクラックの伝播を阻止するようである。しかし遷移温度より十分下の温度では、 γ は延性破壊をするにもかかわらず、エネルギーの吸収にはほとんど効果がなかつた。

成分に関しては、C を低下すると衝撃値を著しく改善した。N は意外にも影響がなかつたが、Ti は有害で、C と Ti をともに低めると -196°C (-320°F) でも高い衝撃値が得られた。(金尾正雄)

—物理冶金—

フェライト中のセメンタイト粒の成長

(G. P. AIREY, T. A. HUGHES and R. F. MEHL: Trans. AIME, 242 (1968) 9, p. 1853~1863)

Fe-0.15%C ならびにそれに 1%Ni, Mn, Cr をおのおの添加した合金を 1200°C から焼入れた後、500°C と 700°C の間で最大 190hr まで焼戻して、炭化物の成長を電子顕微鏡で調べた。低温焼戻しでは、炭化物がサブバウンダリとオーステナイト粒界に、伸長した形をもつて析出する場合と、粒内に細かく分散している場合が観察された。焼戻し温度の上昇とともに、粒内の炭化物が減少し粒界炭化物が成長する。いわゆる Ostwald 成長が起こるが、その後も細かい粒内炭化物は多く残存する。冷間加工されたマルテンサイトを焼戻すと、再結晶温度は低下し、導入された欠陥のためより微細な析出が起こる。Ni のように炭化物形成に寄与しない元素を添加しても、炭化物の分布には本質的に影響しない。Mn, Cr の添加により炭化物形成の傾向を強めると、再結晶がおこなわれにくくなるとともに、粒内と粒界の粒出のほかにウィドマンステッテン状の炭化物が現われる。Fe-C 合金を用いて、粒内炭化物の平均径を求め、その 3 乗が成長時間とともに直線的に増すという、体積拡散にもとづいた WAGNER の解析を試みた。この結果から、フェライト-セメンタイト間の界面エネルギーを求めると、低い焼戻し温度ではその値が非常に大きくなることから、粒内炭化物の成長には、体積拡散のほかに粒界拡散も関与していると考えられる。すなわ粒界の移動速度が小さいと、粒内炭化物との相互作用が生じ、そのさいに炭化物成長の一部が粒界拡散によつておこなわれる。高い焼戻し温度では、界面エネルギーの値は予想値に近く体積拡散が律速になつている。このことはフェライトと炭化物の界面エネルギーを一定として、Fe の自己拡散定数を計算してみると、体積拡散と粒界拡散の中間の値になることから推定できる。添加元素のうち、Ni は Fe と拡散定数がほぼ同じため影響は少ないが、Mn はその拡散が部分的に律速になると考えられ、炭化物の成長速度を小さくする。(橋田 坦)