

.....
論 文
.....

UDC 669.15' 24' 26' 28' 292-194 : 669.14.018.292 : 620.186.8 : 539.4.015.1 : 669.24

Ni-Cr-Mo-V 鋼のオーステナイト結晶粒の 挙動におよぼす Ni の影響*

本 間 亮 介**

Effect of Ni on the Behavior of Austenite Grain in Ni-Cr-Mo-V Steels

Ryōsuke HOMMA

Synopsis:

In relation to the fact that Ni-Cr-Mo-V Steels containing 3 to 4% Ni have a tendency to form coarse austenite grains, an investigation was made on the effect of Ni on the behavior of austenite grains in this kind of steel.

Four materials of a fixed chemical composition except for Ni content which was varied in the range from 0 to 4.5% were prepared. Specimens which have martensitic structure obtained by preliminary quenching from 1250°C were heated to 900°C. Austenite grain size at 900°C and structural changes during heating in these specimens were observed.

It was found that austenitic grain size tend to become coarser with increase in Ni content. Further, it was known that acicular austenite grains which were formed in early stage of austenitization became finer and more stable with increase in Ni content.

Based on these results, considerations were made on the austenitizing mechanism of steels which have acicular prior structure.

It seems reasonable to consider that coarse equiaxed austenite grains are formed as a result of preferential growth of a small number of acicular austenite grains.

It is believed that the role of Ni in formation of coarse austenite grain in Ni-Cr-Mo-V steels is to make the lattice orientation of acicular austenite grains uniform, and, consequently to increase the stabilization of acicular grains, this being a necessary condition for preferential growth of a small number of these grains.

(Received March 1, 1971)

1. 結 言

最近、高靱性鋼として 3~4% の Ni を含む Ni-Cr-Mo-V 鋼が広く用いられているが、この種の鋼において、とくに大型鋼材の場合に、粗大なオーステナイト結晶粒(以後単に結晶粒と記す)を呈しやすいことが経験され、これまでこの種の鋼を中心に結晶粒の挙動に関する一連の研究を行なってきた^{1)~4)}。

これまでの研究で注目されたのは、この種の鋼の場合、結晶粒の大小は、結晶粒に関する従来の研究において多大の関心が払われてきたいわゆる結晶粒粗大化温度の高低に関するものではなく、結晶粒が形成される比較的初期の段階における結晶粒のサイズがまず問題になるという点である。3~4% Ni-Cr-Mo-V 鋼の場合、工業的な熱処理で得られる組織は常にマルテンサイトあるいはベイナイトであるが、上記の結晶粒度の問題は、このようないわゆる針状原組織からのオーステナイト化の機

構と密接に関係するものであることも、これまでの研究で明らかにした重要点として挙げられる。

針状原組織からのオーステナイト化に関する研究は比較的少ないが、いくつかの報告^{5)~11)}にのべられているところからいえることは、 A_{c1} 点において核発生したオーステナイトは自由な方向に成長するのではなく、まず原組織(実質的に針状フェライト粒といつてよい)の方向によつてその成長方向が規制され、その結果、針状の微細なオーステナイト粒を形成する段階があるということである。D'YACHENKO ら⁶⁾によれば、1250°C から水焼入した炭素鋼(0.6% C)のオーステナイト化過程において、新たに発生したオーステナイトと原組織との間に(111) γ || (110) α なる結晶方位関係が認められている。

このようにして形成された針状オーステナイト粒は、

* 昭和45年10月本会講演大会にて発表

昭和46年3月1日受付

** (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所

いずれ普通に観察されるような粒状の結晶粒へと移行するが、過去の研究においては、その過程についての具体的な観察はかならずしも明確に行なわれていない。

筆者は、オーステナイト化加熱の途中におけるいろいろ温度から急冷した試料を特殊な試薬によつて腐食し、針状オーステナイトの形成過程、ならびに、これが粒状化する過程の観察を行なつてきた。その際、腐食によつて得られる組織の光学顕微鏡下での特徴から、針状オーステナイト粒の集合した状態を“DEC”，粒状化しつつある部分を“LEC”と呼称した¹⁾。すなわち、オーステナイト化過程において、 A_{c1} 点を越えてまず形成されるのがDECで、その後温度が上昇するとDECを母体としてLECが形成され、やがてLECが全体を占めるに至る。LECが100%となつた状態が通常観察される結晶粒の状態である。

したがつて、LECのサイズが直接的に結晶粒度に結びつくのであるが、このLECのサイズが材料の前歴、あるいは処理条件によつて変化し、3~4% Ni-Cr-Mo-V鋼の場合、その粗大結晶粒形成傾向は、たとえば大型鋼材では宿命ともいえる遅い加熱速度が、粗大なLECを形成するのに好都合であることなどが原因となつていのである。

しかし、針状原組織の状態からオーステナイト化しても、すべての大型鋼材が粗大結晶粒を呈するとは限らず、したがつて、3~4% Ni-Cr-Mo-V鋼の場合、化学成分的に粗大化に好都合な組合せになつていることが当然予想されることである。WEBSTERら²⁾は2% Ni-Cr-Mo-V鋼において粗大結晶粒形成傾向に対して、Vがその炭化物の挙動を介して重要な役割を果たしていることをのべている。筆者ら³⁾も3% Ni-Cr-Mo-V鋼を比較基準として炭化物形成に係るC, Cr, MoおよびV含有量の影響について検討した結果、この種の鋼における粗大結晶粒形成傾向に対しては、Vのみならずこれら4元素のいずれもが関与していることが明らかとなつた。

本報告では、Ni-Cr-Mo-V鋼を構成するいまひとつの主要元素であるNiに注目し、これが結晶粒、LEC、さらにさかのぼつてDECの挙動におよぼす影響につい

てのべるとともに、その結果にもとづく針状原組織からのオーステナイト化の機構に関する考察を試みる。

2. 試 験 方 法

Table 1に用いた試験材の化学成分を示す。主要元素のうち、C, Cr, Mo および V を一定とし、Niのみを0~4.5%に変えたものである。

溶解は高周波電気炉で行ない、5 kg 鋼塊としたのち、15 mm×15 mm 断面の角棒に鍛造した。

鍛造後の試験材をまず1250°C×1 hr→WQなる処理をしたのち、15 mm 立方の小試験片とし、熱処理を行なつた。

1250°C 処理は材料の均質化と、結晶粒をあらかじめ粗大として以後の観察を容易にするためのもので、この処理によつて得られた結晶粒度は、試験材 1, 2, 3 および 4 においてそれぞれ ASTM No -0.2, -0.3, -0.4 および -0.7 であつた。なお、1250°C から水冷した状態における組織、すなわち以後のオーステナイト化処理における原組織は各試験材ともほぼ完全なマルテンサイト組織である。

上記の処理後、つぎの3通りのオーステナイト化処理を行なつた。

A: 加熱速度 50°C/hr, 900°C×1 hr→WQ

B: 加熱速度 400°C/hr, 900°C×1 hr→WQ

C: 加熱速度 50°C/hr, 900°C×10 hr→WQ

A 処理と B 処理では加熱速度、A 処理と C 処理では900°Cにおける保持時間が異なる。加熱速度を変えたのは、これまでの研究でこの種の鋼の結晶粒度が熱処理条件、とくに加熱速度によつて敏感に変化することが知られているので、処理条件を変えた場合の代表的なものとして2通りの加熱速度を選び、それぞれの場合についてNiの影響を調べようとしたものである。なお、加熱速度の影響は A_{c1} 点以上の温度であらわれることが知られているので²⁾、上記加熱速度の制御は A_{c1} 点より十分に低い600°Cに達した時点から行なつた。900°Cなる保持温度はこれまでもしばしば選ばれた温度で、加熱過程においてLECがほぼ100%に達し、かつ以後の保持の間に顕著な粒度変化をもたらさない温度として設定さ

Table 1. Chemical composition of test materials (wt %).

Heat	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Al	N
1	0.20	0.22	0.31	0.010	0.009	0.01	1.74	0.42	0.12	0.005	0.0096
2	0.18	0.24	0.33	0.010	0.008	1.60	1.76	0.42	0.12	0.005	0.0083
3	0.20	0.23	0.31	0.011	0.010	3.00	1.79	0.43	0.12	0.007	0.0084
4	0.20	0.26	0.33	0.010	0.011	4.54	1.83	0.46	0.12	0.006	0.0084

れた, すなわち, この温度は結晶粒が形成される初期の段階における状態の比較のために好都合な温度である. しかし次章でのべるように, A処理の場合, $900^{\circ}\text{C} \times 1\text{ hr}$ の保持で試験材の一部に LEC が 100% に達していないものがあり, 結晶粒度の比較が十分でなかつたため, C処理の 10 hr 保持を追加した.

900°C で保持したのち水冷した試験について結晶粒度を測定した. また, 加熱の途中, いろいろな温度から試験片を水冷し, オーステナイト化過程における組織の観察を行なった.

いずれの試験片とも脱炭層の影響を取除くため, 熱処理面から 2 mm 以上削除した面を被検面とした. 顕微鏡観察用の腐食液としてピクリン酸飽和水溶液に表面活性剤を添加した試薬を用いた. この試薬は元来オーステナイト粒界 (熱処理後の状態でのものとオーステナイト粒界) 現出のために開発されたものである¹²⁾が, オーステナイト化過程における DEC と LEC の識別にも有効であることが知られ, これまでの一連の研究においても用いられてきたものである. 結晶粒度 (ASTM No) の測定は比較法によつた. また電子顕微鏡観察用レプリカの作成はフィルム法によつた.

3. 試験結果

3.1 結晶粒度におよぼす Ni の影響

Photo. 1 に A 処理における 900°C 処理後水冷した試験片の組織を示す. 試験材 3 および 4 の場合はオーステナイト結晶粒として観察できる状態となつており, 結晶粒度はそれぞれ No 1.7 および 1.6 と測定された. これに対して Ni 量の低い試験材 1 および 2 の場合は, 針状パターンのみられる比較的黒くみえる部分と, 白い粒状の結晶粒が混在する状態となつている. 針状パターンの見える部分が DEC, 白い粒状結晶粒が LEC と呼称されてきたものである. つまり, 試験材 1 および 2 の場合は DEC を母体として形成される LEC がまだ 100% に達していない状態である. これらについては, この状態では結晶粒度の判定はできないが, LEC サイズが微細であるところから, LEC 化がさらに進み, 100% に達した状態では高 Ni の試験材 3 あるいは 4 にくらべてより細粒になるであろうと予想される.

Fig. 1 は B および C 処理における 900°C 処理後水冷したときの結晶粒度 (Fig. 1(a), およびそれを -1250°C 処理後の結晶粒と比較した場合の細粒化の度合 (Fig. 1

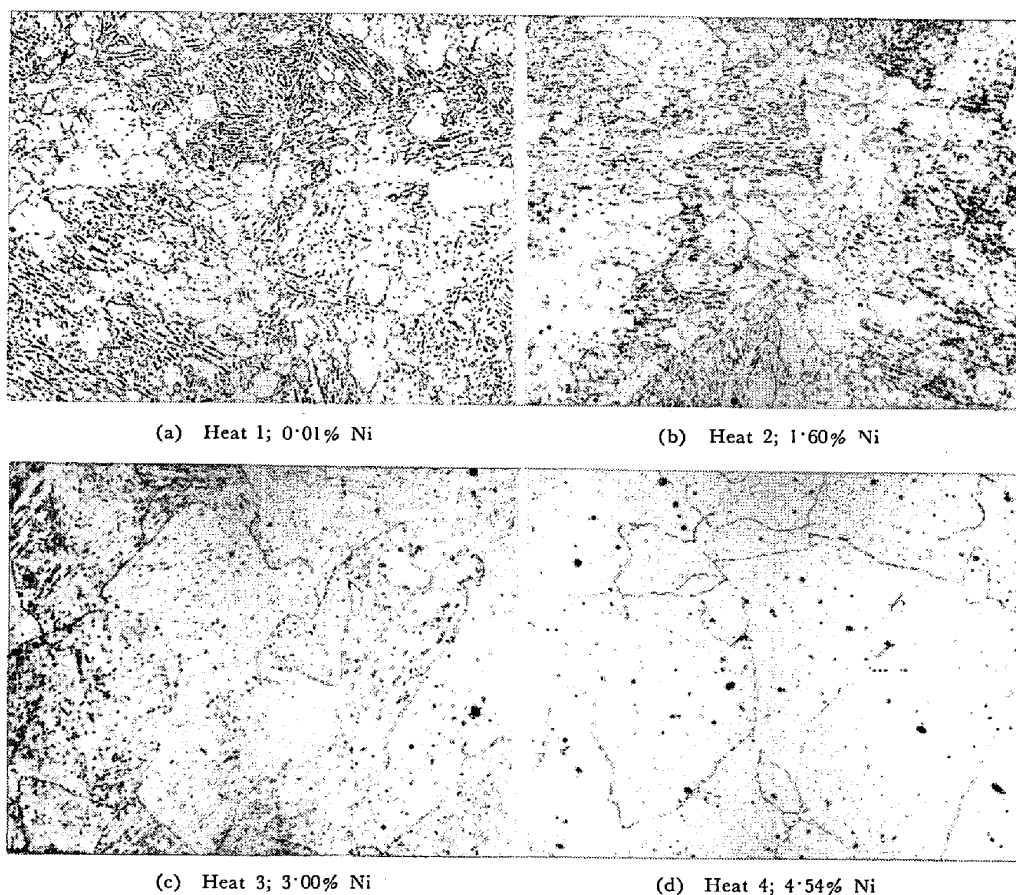


Photo. 1. Microstructures after heat treatment of case A; $50^{\circ}\text{C}/\text{hr}$, $900^{\circ}\text{C} \times 1\text{ hr}$.

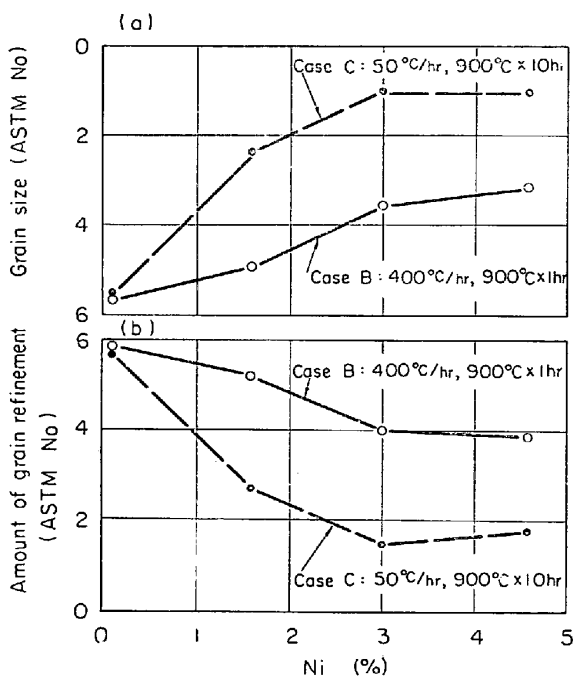


Fig. 1. Changes in austenitic grain size with increase in Ni content.

(b), 900°C 処理後の粒度番号と 1250°C 処理後のそれとの差で示してある) を Ni 量との関係で示したものである。C 処理は A 処理と同様 50°C/hr の加熱速度であるが、900°C における保持時間が長いため、低 Ni の試験材 1 および 2 においても LEC はほぼ 100% に達しており、結晶粒度の測定が可能であった。

B, C 両処理の場合とも、結晶粒は Ni 量の増加によってあらかる傾向を示し、細粒化の度合として評価すれば、Ni 量の増加はこれを減少させる作用のあることが知られる。

Fig. 1 において B 処理と C 処理とを比較すると、後者の結晶粒がよりあらかるっている。前報までにしばしば示したように、オーステナイト化の際の加熱速度が遅くなるほど結晶粒はあらかる傾向があるが、前述のように、A 処理における 900°C 処理後の試験材 3 および 4 の結晶粒度はそれぞれ No 1.7 および 1.6 で、Fig. 1 における C 処理の場合の結晶粒度と大差ないことから、B 処理と C 処理の間の結晶粒度の違いは 900°C における保持時間よりも主として加熱速度の違いによるものとみられる。したがって、Fig. 1 の結果から、加熱速度の影響が顕著に現われるのは Ni を含む試験材 2, 3 および 4 のみで、Ni を含まない試験材 1 の場合は 400°C/hr と 50°C/hr の加熱速度による結晶粒度の差は実質的に認められないことがわかる。

以上の結果から、Ni-Cr-Mo-V 鋼において、Ni の存在は結晶粒の挙動に大きな役割を果たしており、3~4%

Ni-Cr-Mo-V 鋼における粗大結晶粒形成傾向、あるいは処理条件による比較的敏感な粒度変化は Ni の存在と密接に関係していることが明らかである。

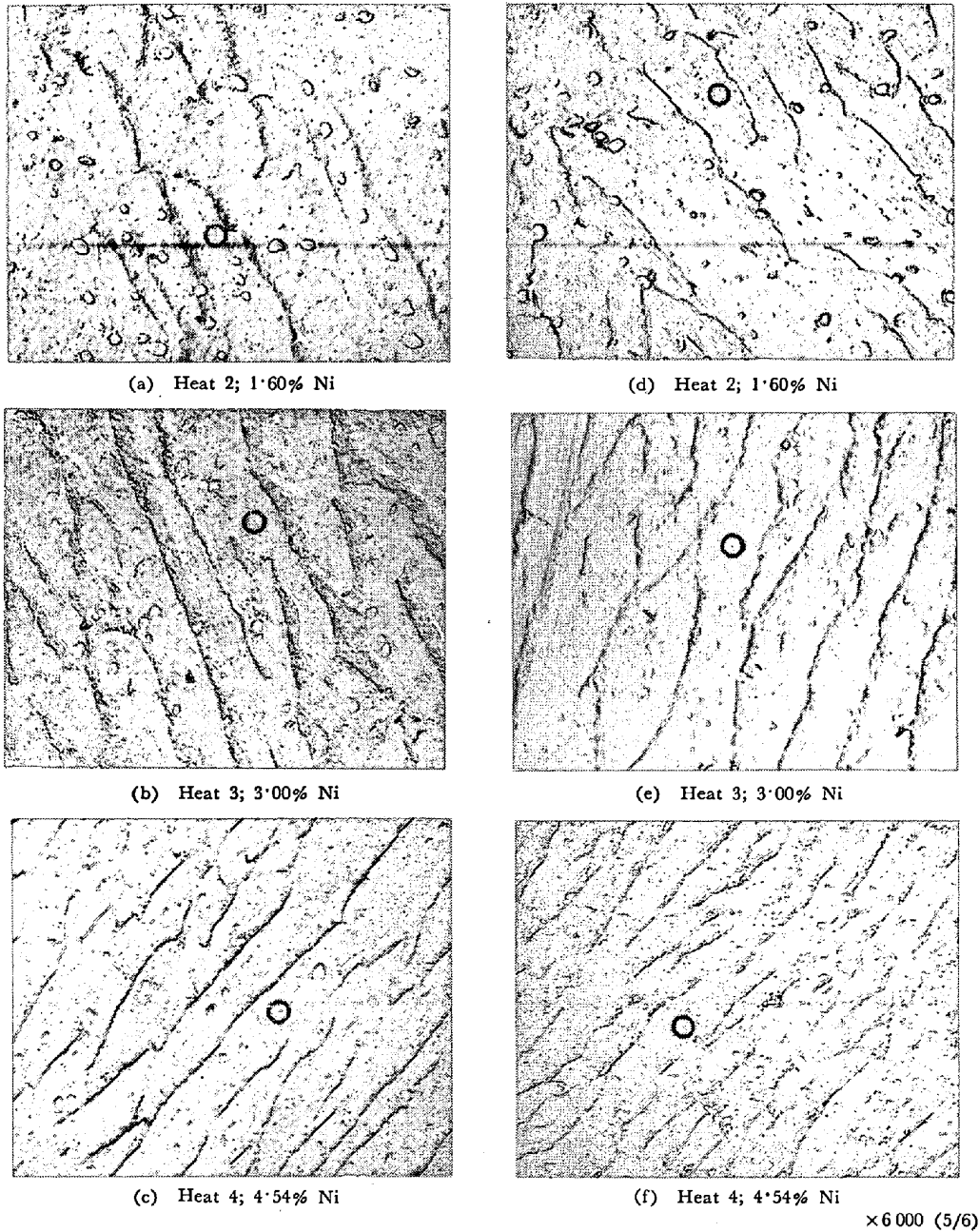
3.2 オーステナイト化過程における組織変化

Photo. 2 は 50°C/hr および 400°C/hr の加熱速度によるオーステナイト化の途中、775°C から水冷した試験片の電子顕微鏡組織で、DEC の状態を示すものである。この段階ではオーステナイト化は不完全でオーステナイトと未変態フェライトとの混合組織となっている。すなわち、オーステナイト（もちろん観察している時点ではマルテンサイトである）化した部分は丸印で示してあるが、これが斜状に成長しつつある段階で、残るフェライトとともに全体として針状パターンを形成している。

Ni 量によつて Ac_1 点異なるのでオーステナイト化の進行度が各試験材で異なるが、Ni 量の増加によつて DEC における針状パターンが微細になる傾向が認められる。50°C/hr と 400°C/hr の場合を比較すると、後者がより微細な針状パターンを呈している。加熱速度による針状パターンのこのような変化は前報⁴⁾でも観察されたところである。しかし、上記の Ni 量による針状パターンの変化の傾向はいずれの加熱速度の場合についてもいえることである。

Photo. 3 は 50°C/hr および 400°C/hr による加熱の途中、850°C から水冷した試験片の光学顕微鏡写真である。DEC と LEC が混在した状態となっている。Ni 量の増加による DEC の針状パターンの微細化傾向が一層明瞭に認められる。LEC に注目すると、Ni 量の増加によつてそのサイズがより大きくなる傾向が認められる。また加熱速度の遅い場合に LEC サイズがより大きくなっている。前報⁴⁾までにのべた観察結果において、結晶粒がよりあらかる場合には LEC の段階ですでにそのサイズが大きくなっていることが明らかとなつてくるが、Photo. 3 における LEC のサイズと、Fig. 1 に示した結晶粒度の変化とを合すると、LEC サイズと結晶粒度との関係に関する限り、Ni 量の変化による場合と、加熱速度の変化による場合とで同様のことがいえる。

一方、DEC の針状パターンと LEC サイズとの関係に関しては加熱速度の影響と Ni 量の影響とはやや異なる。すなわち、加熱速度が遅くなることによる粗大 LEC 形成の場合には DEC における針状パターンはあらかる（この傾向は前報⁴⁾における前処理あるいは加熱速度の影響に関する観察結果と一致している）が、Ni 量の増加による粗大 LEC 形成の場合には、DEC の針状パターンは逆に微細となつている。これは DEC から LEC



a, b and c: Heating rate of 50°C/hr
 d, e and f: Heating rate of 400°C/hr
 Circle mark shows area of new austenite

×6000 (5/6)

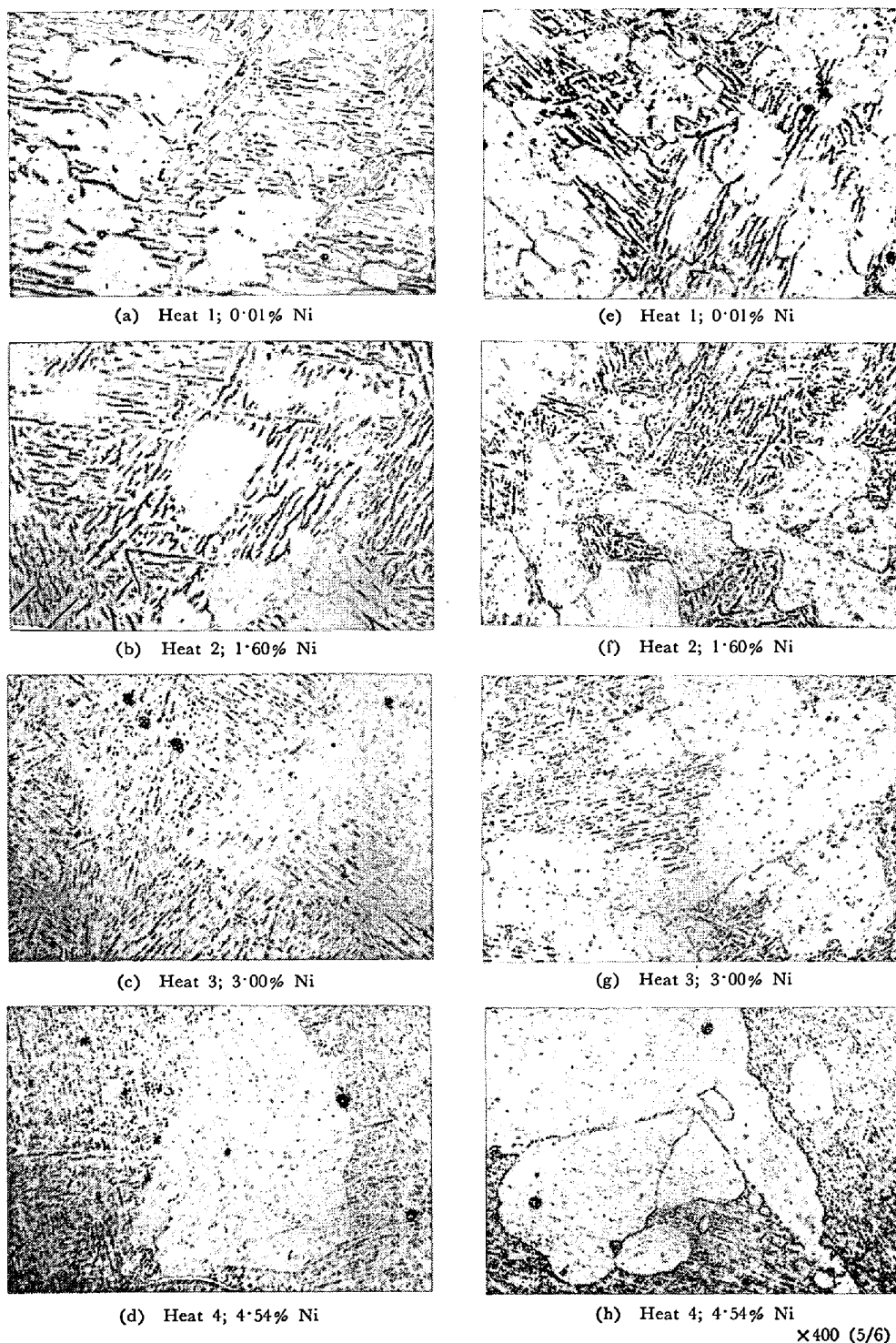
Photo. 2. Microstructure of specimens quenched from 775°C on the way of austenitizing.

へ移行する過程に関する興味深い現象として注目すべきことである。

Fig. 2 は Photo. 3 に示した 850°C から水冷した状態での LEC の量をポイント・カウンティング法により測定し、Ni 量との関係で示したものである。加熱速度の違いもの方が全般的に LEC 量は少なく、また Ni 量が多くなるにつれて LEC の量は減少する傾向が認められる。すなわち、LEC サイズ、したがって結晶粒があらくなる場合ほど LEC の量が（少なくとも 850°C では）少なく、この点に関しては加熱速度および Ni 量の

変化とも傾向としては同様の影響をおよぼしている。

以上、オーステナイト化過程における DEC ならびに LEC の挙動を観察し、Ni 量の変化によつてこれらの挙動に明らかな変化が認められることが知られた。ただし、DEC, LEC, および結晶粒の間関係において、加熱速度を変えた場合には、あらい DEC の針状パターン-LEC 発生の遅れ-あらい LEC-あらい結晶粒なる一連の関係があるのに対し、Ni 量を変えた場合にはこの関係のうち、DEC の針状パターンについては逆で、粗大結晶粒を呈する場合 (Ni 量の増加) にはこれが微細と



a, b, c and d: Heating rate of 50°C/hr
 e, f, g and h: Heating rate of 400°C/hr

Photo. 3. Microstructure of specimens quenched from 850°C on the way of austenitizing.

なることが注目された。

4. 考 察

Ni-Cr-Mo-V 鋼において、Ni 量の変化は結晶粒度ならびにそれが形成されるまでの組織の変化に影響をおよぼすことが明らかとなったが、針状オーステナイト粒の

集まりである DEC から粒状オーステナイト粒である LEC へと移行する際の、DEC を構成する針状パターンのあらさと LEC サイズとの関係において、これまで前処理あるいは加熱速度を変えた実験で観察されたものと逆の結果が得られた。LEC の挙動が母体である DEC の性質と密接な関係があるであろうことは当然考えられる

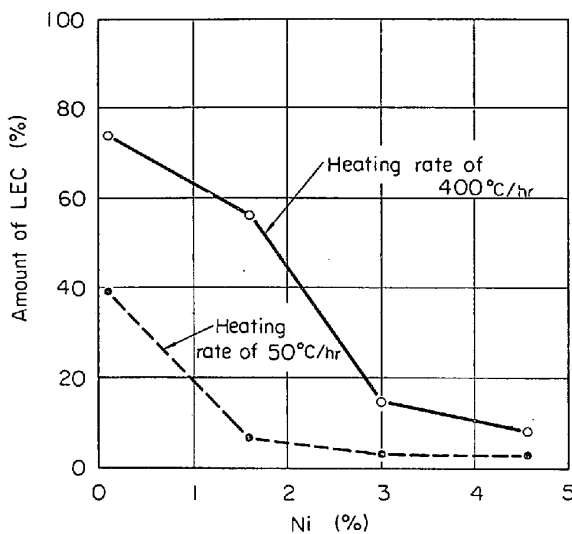


Fig. 2. Changes in amount of LEC (equiaxed austenitic grain) with increase in Ni content. (Specimens were quenched from 850°C on the way of austenitizing.)

ところであるが、DEC における針状パターンのあらさと LEC サイズの関係が、処理条件を変えた場合と Ni 量を変えた場合とでその変化の傾向が逆であることは、DEC から LEC への移行の機構に関連して興味深いことである。

すでにのべたように、針状原組織からのオーステナイト化において、核発生したオーステナイトは原組織の針状フェライト結晶粒とある結晶方位関係をもつて特定の方向に優先成長をし、その結果もとのオーステナイト結晶粒が新たに発生した針状オーステナイト粒によつて置き換えられる段階があることが認められている (DEC の形成)。しかし、この針状粒が通常の粒状結晶粒へ移行する (LEC 化) 機構に関してはかならずしも一致した見解が得られていない。これについて現在提唱されているものにつぎの 2 説がある。

ひとつは KULA ら⁷⁾によつて提唱されているもので、針状オーステナイトがある段階で再成長するという考えである。これは高速度鋼における異常な粗大結晶粒の成因に関する研究においてのべられているもので、針状オーステナイト粒は炭化物によつてその粒界移動が阻止された状態で高温に持ち来たされ、ある温度に達して炭化物が溶解すると、その粒界移動阻止能力がなくなつた部分で針状粒の成長が開始され、その粒は隣接する針状粒を一掃して急速に成長を遂げ、粗大結晶粒が形成されるというものである。このような少数の針状粒による急速成長がおこることの説明として、粒成長の駆動力に関するつぎのような考え方をのべている。

有効直径 d_1 および $d_2 (d_2 > d_1)$ なるふたつの結晶粒がある場合、 d_2 なる粒によつて d_1 が消滅するための駆動力は次式で示される界面エネルギーの減少で表わされる。 $k > 1$ であるから式 (1) は負の値になる。これは成長

$$c\gamma\left(\frac{d_2^2}{d_2^3} - \frac{d_1^2}{d_1^3}\right) = c\gamma\left(\frac{1}{d_2} - \frac{1}{d_1}\right) = -\frac{c\gamma}{d^2}(1-k) \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで c = 結晶粒の形状に依存する定数

γ = 単位面積当りの平均界面エネルギー

$k = d_2/d_1$ = 結晶粒のサイズ・コントラスト

粒が界面エネルギーを低下させることから当然である。ここで注意すべき点は、サイズ・コントラスト、 k 、が大きいほど、また、ある k の値に対しては粒直径、 d_2 が小さいほど粒成長の駆動力は大きいことである。すなわち、針状オーステナイト粒はサイズが小さいため、粒成長が可能となつたものは急速に成長しうる環境におかれており、かつ、ひとたび成長がおこれば、隣接粒とのサイズ・コントラストが大なるため、それが急速な優先成長を遂げるという考えである。

いまひとつの説は、D'YACHENKO ら⁸⁾の提唱する針状粒の再結晶がおこるといふものである。これは 0.6% C を含む炭素鋼をあらかじめ 1250°C から水冷した試料のオーステナイト化の過程を高温 X 線により追跡した結果にもとづくものである。すなわち、加熱速度が 2°C/min 以下の場合、 A_{c1} 点を越えてまず現われる回折像には明瞭な texture maxima が認められるが、880°C 以上になるとこれが均一に分布した点からなる回折像に変わり、かつ、この段階では結晶粒が微細化されていることが顕微鏡的に確認されたというのがこの説を唱える根拠である。

WEBSTER ら⁹⁾も Ni-Cr-Mo-V 鋼の粗大粒形成に関する研究において針状粒から粒状結晶粒へ移行する機構についての考察を行ない、KULA ら⁷⁾のいう粒成長説の立場からの説明を行なっている。

ただし、これらの説を提唱する過程においてはいずれの場合も、針状オーステナイト粒から粒状結晶粒への移行の段階に関する具体的な観察は行なわれておらず、中間過程における組織変化についてはあくまでも推定の域にとどまつているといわねばならない。

本研究においては前記の特殊な試薬で腐食する方法により、DEC から LEC への移行の過程の明瞭な観察を行なうことができたが、その結果によれば、LEC はある温度で DEC のいろいろな部分から一せいに発生するものとは限らず、むしろ、Photo. 3 の高 Ni の試験材

にみられるように、少数の LEC が大きく成長している場合がしばしば認められる。このような LEC の挙動は KULA らの粒成長説に近い現象のように思われる。そしてまた、Photo. 3 にみられるように、LEC の成長は DEC の針状パターンの方角とは無関係であるところから、LEC の増加によつて、X線回折像における texture maxima も当然消失することになり、この点では D'YACHENKO⁹⁾ らの観察結果とも矛盾しないであろう。

しかし、粒成長説においても問題はあつた。すなわち、粒成長の駆動力に関する式 (1) においては、結晶粒のサイズが重要な因子となつてゐるが、本研究で観察された DEC における針状パターンのあらさと LEC サイズとの関係が加熱速度の変化による場合と Ni の量の変化による場合で逆になつてゐることについては、式 (1) にもとづく考え方のみでは説明が困難である。

式 (1) は成長を開始した粒が他に優先して急速に成長を遂げることの説明に関して重要な意味をもつものとして示されているが、いまひとつの重要因子として、炭化物による針状オーステナイト粒界の移動阻止が挙げられている⁷⁾。すなわち、優先成長がおこるためには、針状粒がある温度まで安定な状態で持ちこたされることが必要とされる。本研究においても、Fig. 2 に示されるように、850°C までに形成された LEC の量が、徐加熱、あるいは高 Ni の場合、つまり、LEC サイズが大きくなる場合ほど少なくなつており、粗大結晶粒を呈する条件として DEC の安定性の大きいことが重要因子であることを示唆している。

しかし、針状オーステナイト粒の安定性をもたらす因子はかならずしも炭化物などの析出物による粒界移動阻止作用のみとは限らない。たとえば、二次再結晶における集合組織の役割にみられるように¹³⁾、隣接粒同志が類似の結晶方位を有する場合でも粒界は安定で成長は容易にはおこらない。

DEC を構成する針状オーステナイト粒が、原組織の針状フェライト粒と特定の結晶方位関係があること⁹⁾、そして、針状原組織の結晶方位に、その母体であるものオーステナイト粒のそれと特定の関係があるとの周知の事実を併せ考えると、DEC を構成する針状粒は互に似通つた結晶方位を有し、したがつて DEC は元来ある程度の安定性を有していると思われる。このような DEC において、LEC が形成される位置は結晶方位の揃い方が比較的不完全な部分であると考えられるが、その不完全さの度合が少ないほど DEC はより高温まで安定に持ちこたされ、逆に不完全の度合が大きく、かつ、そのような位置が数多くあるほど DEC は早期に LEC 化

し、そのサイズも小さくなるであろう。

ここで、DEC を構成する針状粒のあらさについて考えてみる。

針状オーステナイトの成長が、針状原組織の結晶方位に関係する一方向にのみ優先的に行なわれ、厚みの方向への成長が強く抑制されれば、針状オーステナイト粒はより細長い形状を呈し、DEC は微細な状態として観察されるであろう。そして、このような原組織との結晶方位関係がより緊密な場合には、針状オーステナイト粒間の結晶方位もよく揃い、DEC はより安定なものとなるであろう。

また、単に針状オーステナイト粒の数が多くなつても DEC は微細となるであろう。しかし、このような場合には結晶粒の数が多いただけ、結晶方位の比較的揃いな、不安定な部分が確率的に多くなり、DEC は比較的安定なものとなるであろう。

Ni 量の増加による DEC の微細化は前者、つまり結晶方位を揃えることによる安定化の場合に属し、加熱速度を早めた場合の DEC の微細化は後者に属するものと考えれば、DEC のあらさと LEC サイズの関係についての観察結果が矛盾なく説明できる。

以上にのべたことから、針状原組織からのオーステナイト化において、結晶粒度を左右する重要因子は、DEC の、それを構成する針状オーステナイト粒同志の結晶方位関係の緊密さに関係する安定性であり、Ni-Cr-Mo-V 鋼における Ni 量の増加に伴う粗粒化傾向は、Ni 量の増加によつて針状オーステナイト粒の結晶方位関係がより緊密となり、DEC がより安定化する結果もたらされるものであると考えられる。

5. 結 言

3~4% の Ni を含む Ni-Cr-Mo-V 鋼の粗大結晶粒形成傾向に関連して、Ni-Cr-Mo-V 鋼の結晶粒度ならびにオーステナイト化過程における組織変化におよぼす Ni 量の影響に関する試験を行なつた。結果を要約するとつぎのとおりである。

(1) Ni 量の増加は結晶粒を粗大化し、3~4% の Ni を含む Ni-Cr-Mo-V 鋼の粗大結晶粒形成傾向に関して Ni も重要な役割を有していることが明らかとなつた。

(2) オーステナイト化の過程における組織変化の観察結果から、Ni 量の増加による粗粒化の場合には、 A_{c1} 点を越えて新たに発生する針状オーステナイト がより微細となつてゐることが知られた。またこのような針状粒と最終的な結晶粒との関係は加熱速度を変えることによる結晶粒度変化の場合とは逆であることが注目され

た。

(3) 針状オーステナイト粒 (DEC) から粒状結晶粒 (LEC) への移行は針状オーステナイト粒の粒成長によるとの立場をとり、粗大結晶粒をもたらす場合には DEC がより安定であるとの観察結果に注目し、この DEC の安定性が粒状オーステナイト粒同志の結晶方位の類似性によるものと考えれば、(2) 項にのべた観察結果が矛盾なく説明されることを示した。

(4) Ni-Cr-Mo-V 鋼における Ni の粗粒化作用は、その含有量の増加により DEC における針状オーステナイト粒間の結晶方位の類似性をより強め、DEC を安定化し、少数の針状粒の優先成長に好都合な条件をもたらすためであると考えられる。

終わりに、本研究の遂行にあたって格別のご指導を賜わり、また結果の発表を許可された株式会社日本製鋼所室蘭製作所々長常務取締役館野万吉氏ならびに同研究所長前川静弥氏に深甚なる敬意を表するとともに、研究に熱心に協力された同研究所高橋但氏ならびに村上豊氏に心から謝意を表す。

文 献

- 1) 本間: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, p. 2181
- 2) 本間: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, p. 2183
- 3) 本間, 鈴木: 鉄と鋼, 53 (1967) 7, p. 195
- 4) 本間: 鉄と鋼, 54 (1968) 8, p. 898
- 5) M. BAERYERTZ: Trans. ASM, 30 (1942), p. 458
- 6) A. E. NEHREBERG: Trans. AIME, 188 (1950), p. 162
- 7) E. KULA and M. COHEN: Trans. ASM, 46 (1954), p. 727
- 8) D. WEBSTER and G. B. ALLEN: JISI, 200 (1962), p. 520
- 9) S. S. D'YACHEAKO and G. V. FEDOROV: The Physics of Metals and Metallography, 18 (1964) 1, p. 68
- 10) S. S. D'YACHENKO and V. P. KOZIENS: The Physics of Metals and Metallography, 18 (1964) 2, p. 90
- 11) 萩原, 高橋, 今野: 鉄と鋼, 53 (1967) 10, p. 188
- 12) 本間, 田部, 工藤, 山下: 鉄と鋼, 51 (1965) 5, p. 1069
- 13) J. E. BURKE and D. TURNBULL: Progress in Metal Physics, 3 (1952) 4, p. 220

討 論

【質問】 山陽特殊製鋼(株) 岩城晋氏
Scl, Al が少ないから Ni の影響が出たので、一般の

0.02~0.04% くらいでは Ni の影響はないのではないか。

【回答】

Al の影響に関する実験を行なっていないので確答はできかねる。Al の影響がもしあるとすれば、析出物として DEC を構成する針状オーステナイト粒の粒界移動を阻止する作用と、針状粒の結晶方位の揃い方を支配する作用の両方が考えられる。前者の場合は、針状粒の結晶学的な性質に起因する粒界の安定度を無視しうるほどに大きい場合のみ、Ni の影響を打消し、無にする可能性が考えられる。ただし、そのような場合には Al 化合物の溶体化がはじまる温度以下でのオーステナイト化では、前回の処理で形成された粒状のオーステナイト粒界はそのまま維持されることになる。これは一般に認められている Al による細粒化作用とは相反する現象である。後者については、Al の添加によつて Ni の作用に打勝つて針状粒の結晶方位が乱されれば、DEC は容易に LEC 化し、実質的に通常観察されている微細な初期結晶粒を形成し、以後は Al による粒粗大化温度の高低の問題になるであろう。また、逆に Al の添加によつて、針状粒の結晶方位が Ni の作用以上に揃う場合にも Ni の影響は無視されることになるが、この場合にも、前記に近い前回の結晶粒界が遺伝する現象が観察されることになる。

一般に Al の影響は、いわゆる粒粗大化温度の高低に関連して注目されているが、本報告では取扱っている範囲は針状原組織からのオーステナイト化過程において、初期のオーステナイト結晶粒(粒状の)が形成されるまでの段階(Ac₃点より高い温度にわたる)で、その後の粒成長に関する論議は含まれない。また、Ni の影響も、C, Cr, Mo および V の特定の組み合わせの範囲内の論議で、ペースの成分が変わつた場合にその度合がどの程度であるかを正しく予言しうるものとは限らない。すなわち、他の元素との組み合わせで Ni の作用が違つてくる可能性があり、そのような場合には Ni 以外の元素がより重要な作用を有することもありうるであろう。そして、このような観点からさらに研究を進めるとすれば、Al も研究対象のひとつとして取挙げる価値はあるであろう。

【質問】 (株)神戸製鋼所 山本俊二氏
加熱速度大になれば DEC 密, LEC 微細, 結晶粒微細となるのはなぜか。

【回答】

オーステナイトの核発生位置は原組織の針状フェライトにおける炭化物とフェライトの境界であるといわれているが、加熱速度の増大によつて DEC が密となる現象は単純に核発生速度の増大による針状オーステナイト粒の数の増大と考えられる。この場合の LEC サイズ、したがって結晶粒度との関係については本文を参照されたい。