

## 技術資料

## Technical Data

# Nb 添加肌焼鋼のオーステナイト生成挙動におよぼす前組織と加熱昇温速度の影響

神谷尚秀\*<sup>1</sup>, 田中優樹\*<sup>1</sup>, 井上圭介\*<sup>2</sup>, 石倉亮平\*<sup>2</sup>

## Effect of Microstructure prior to Carburizing and Heating Rate on Behavior of Austenite Formation in Nb-Added Case Hardening Steel

Naohide KAMIYA, Yuuki TANAKA, Keisuke INOUE and Ryohei ISHIKURA

### Synopsis

The effects of pearlite size in ferrite-pearlite microstructure prior to carburizing and heating rate on behavior of austenite formation and abnormal austenitic grain growth were investigated in Nb-added case hardening steel. A large pearlite size in ferrite-pearlite microstructure prior to carburizing causes a decrease of austenite nucleation during heating, which leads to an increase in austenite grain size after finishing austenitic transformation. In the large pearlite size, the abnormal austenitic grain growth is suppressed at a higher heating temperature. A slow heating rate also causes a decrease of austenite nucleation during heating and increases austenite grain size after finishing austenitic transformation. At the slow heating rate, the abnormal austenitic grain growth is also suppressed at a higher heating temperature.

## 1. 緒言

自動車や産業機器における動力伝達部品には、浸炭品が用いられるが、近年、製造コスト削減を目的に、高温浸炭化による浸炭時間短縮が指向されている。例えば、浸炭温度を従来から 1323 K にすることで、浸炭時間を 1/4 程度に短縮することが可能である<sup>1)</sup>。しかし、高温浸炭化とともに浸炭処理時に異常粒成長が発生しやすくなる。異常粒成長が発生すると、熱処理歪の増大や疲労強度の低下など、実用上のさまざまな問題が起こることが知られている<sup>2)</sup>。そのため、異常粒成長について発生要因の調査とそれに基づく理論解析がなされ、ピン止め粒子の粒径が小さく、またその量が多いこと、初期オーステナイト（以下、 $\gamma$  という）結晶粒の平均粒径（以下、 $R_0$  という）が大きくなり、またその粒径ばらつき（以下、

ばらつきという）が小さいことが異常粒成長抑制に有効であることが知られている<sup>3~5)</sup>。

浸炭用の肌焼鋼では、ピン止め粒子として、AIN<sup>6, 7)</sup>、NbC<sup>7~9)</sup> および TiC<sup>10)</sup> を微細分散することで、異常粒成長が抑制されることが報告されている。中でも AIN は、造り込みの容易さから、ほとんどの浸炭用肌焼鋼に適用されている。また、大同特殊鋼(株)では、Al と Nb を同時に添加し、AIN と NbC とを複合析出させ、通常の AIN 鋼よりも異常粒成長抑制能をさらに高めた Nb 添加肌焼鋼を開発し<sup>8)</sup>、自動車用のギアなどに実用化している。

一方、 $R_0$ 、およびばらつきについては、浸炭前の組織（以下、前組織という）に大きく依存し、例えば、前組織をフェライト + パーライト + ベイナイト（以下、F+P+B という）や F+B ではなく、F+P とすることで、 $R_0$  がより大きくなり、かつ、ばらつきも小さくなるこ

2017年 10月 27日 受付

\* 1 大同特殊鋼(株)技術開発研究所, 工博 (Dr. Eng., Corporate Research &amp; Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

\* 2 大同特殊鋼(株)技術開発研究所 (Corporate Research &amp; Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

とから、異常粒成長はより発生しにくくなることが報告されている<sup>11)</sup>。また、前組織が同じF+Pであっても、その組織サイズが大きい方が、 $R_0$ はより大きくなり、これにより異常粒成長は起きにくくなることが知られている<sup>12)</sup>。さらに、前組織がF+Pの場合、 $R_0$ はその後の加熱昇温速度が遅い方が、大きくなることも報告されている<sup>13)</sup>。このように、 $R_0$ 、およびばらつきが、前組織や加熱昇温速度に左右されるのは、加熱中の $\gamma$ 相生成挙動に起因したものであり、詳しくは、 $\gamma$ 相の核生成頻度が、 $\gamma$ 相が核生成するP相とB相間、および加熱昇温速度によって、異なることによる。

しかしながら、上述した $R_0$ 、ばらつき、その後の異常粒成長と、前組織、加熱昇温速度との関係については、いずれもAIN肌焼鋼についての報告であり、より高い異常粒成長抑制能を持つ、AINとNbCを複合析出させたNb添加肌焼鋼については、これまで報告されていない。

そこで本研究では高温浸炭用Nb添加肌焼鋼について、 $R_0$ 、ばらつき、さらにこれらを決定づける、加熱中の $\gamma$ 相生成挙動について、前組織、特にF+Pにおけるパーライトサイズ、および加熱昇温速度の影響について調査した。

また、同Nb添加肌焼鋼において、実際の異常粒成長の発生温度とパーライトサイズおよび加熱昇温速度との関係性についても調査したので併せて報告する。

## 2. 実験方法

### 2. 1 供試材

調査にはTable 1に示すSCR420を基本成分に、Alを0.034 mass%、Nbを0.049 mass%、Nを0.016 mass%添加した鋼材を用いた。鋼材は50 kg真空高周波誘導炉により溶製し、Fig.1(a)に示すように、1523 K加熱による熱間鍛造によって $\phi 30$  mmの丸棒とし、AINおよびNbCを固溶させる目的で1523 Kで3.6 ksの熱処理を施した。

Table 1. Chemical composition (mass%).

Fe	C	Si	Mn	Cr	Nb	s-Al	N
Bal.	0.20	0.20	0.79	1.10	0.049	0.034	0.016

### 2. 2 前組織F+Pのパーライトサイズの影響

本研究では、F+Pのパーライトサイズの影響調査のため、大・小2種類のパーライトサイズが違う材料を用いた。以下、大きいパーライトサイズ材をLP材、小さいパーライトサイズ材をSP材と略称する。これら2つの

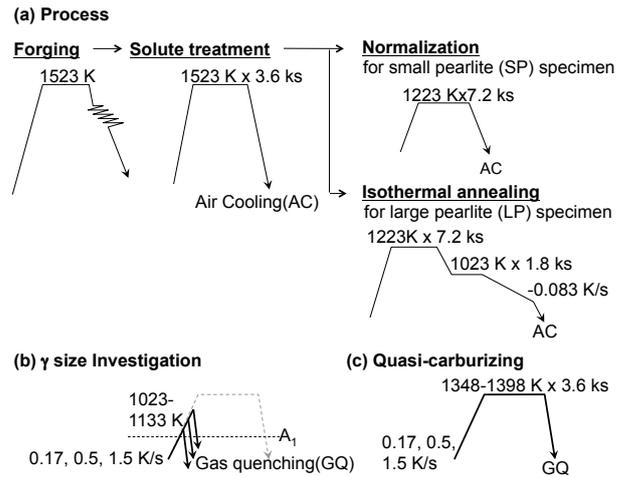


Fig. 1. Forging and heat treatment conditions.

材料は、ピン止め粒子であるAINとNbCの析出状態に差異が出ないように、Fig. 1(a)に示すような熱処理により造り込んだ。つまり、パーライトサイズの小さいSP材は、固溶化処理後、1223 Kの単純な焼準処理を行ったものであり、冷却中に粒内フェライト変態を起こさせ、その粒内フェライトにより旧 $\gamma$ 粒を分断し、パーライトサイズを小さくせしめたものである。一方、パーライトサイズの大きいLP材は、1223 Kに加熱し、 $\gamma$ 化した後、1023 Kで一旦保持し、その後徐冷したものであり、粒界フェライト変態を促進させことで、粒内フェライト変態、およびそれによる $\gamma$ 粒の分断を抑制し、パーライトサイズをより大きくしたものである。これら2つの材料の前組織をFig. 2(a)(b)に示すが、LP材の方がSP材と比べて、パーライトサイズが大きい。また、Fig. 2(c)には、フェライトに区切られたパーライトを個別パーライトと定義し、倍率200倍で3視野分の画像解析により測定したパーライト円相当径分布を示す。Fig. 2(c)に示すよう

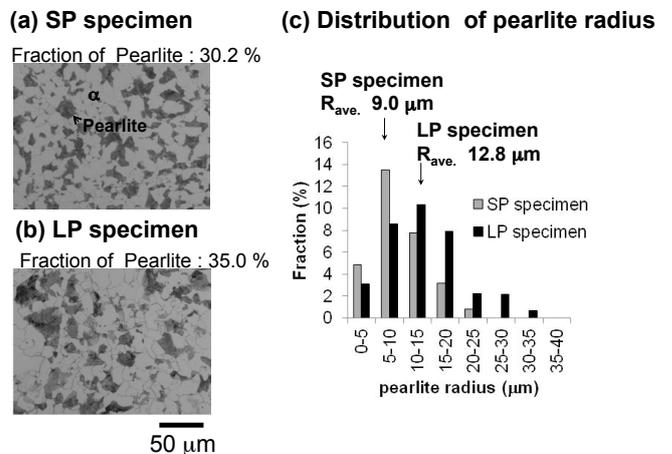


Fig. 2. Optical micrographs of (a) small pearlite and (b) large pearlite specimens and (c) pearlite size.

に、LP材の方が粗大な個別パーライトが多く、また、視野中の粗大な個別パーライトの面積から積算して面積で50%に当たる円相当径を平均径としたときLP材が12.8  $\mu\text{m}$ 、SP材は9.0  $\mu\text{m}$ であり、狙いどおりパーライトサイズを変えることができています。

なお、これら2つの材料のAIN、NbCの析出サイズについては、SEM-EDS（走査型電子顕微鏡-エネルギー分散型X線分光計）と薄膜材のSTEM（走査型透過電子顕微鏡）により確認を行った。Fig. 3には、AIN、NbCの観察例を示すが、LP材、SP材共に、AINの平均の粒子半径は、およそ13 nm程度、NbCはおよそ8 nm程度であり、これらのサイズに差がないことを確認している。また、AIN、NbCの析出量については、抽出分析により測定した。Fig. 3中には、各材料のAIN、NbC析出量の抽出分析結果も示しているが、SP材、LP材共に、それらの析出量においても差がないことを確認している。

これら2つのパーライトサイズの違う材料を用いて、(1) 加熱中の $\gamma$ 生成挙動、(2) 初期 $\gamma$ 粒の平均粒径 $R_0$ 、(3) 初期 $\gamma$ 粒の粒径ばらつき、(4) 異常粒成長の発生におよぼす前組織のパーライトサイズの影響を調査した。

(1) 加熱中の $\gamma$ 生成挙動は、Fig. 1(b)に示すように、室温から0.17 K/sにて、 $\gamma$ が核生成、成長する1023 Kから1043 Kまで加熱後、急冷したものについて、光学顕微鏡による組織観察、および画像解析による $\gamma$ 粒の生成量、サイズ測定によって、その $\gamma$ 生成挙動を調査した。なお、ここでの加熱および急冷は、 $\phi 3 \times 10 \text{ mm}$ の試験片について真空中制御加熱装置により行った。また、画像解析は、400倍の3視野により行った。生成した $\gamma$ の平均粒径（以下、 $R_{\text{ave}}$ という）は視野中の粗大結晶粒の面積から積算して面積で50%に当たる粒径とした。一方、変態途中の $\gamma$ 結晶粒の数を観察面積で割る（以下、 $\gamma$ 粒の数密度という）ことで $\gamma$ 粒の数を評価した。

(2)  $R_0$ 、および(3)ばらつきへの影響については、同じく0.17 K/sにて、 $\gamma$ 化が完全に完了する1133 Kまで加熱後、急冷したものについて、 $\gamma$ 結晶粒を観察し、これを初期 $\gamma$ 粒と定義し、これを画像解析により、 $R_0$ 、およびばらつきを測定した。

さらに、(4)異常粒成長の発生への影響については、 $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ の試験片を真空中制御加熱装置にてFig. 1(c)に示す通り0.17 K/sの加熱速度で1348 ~ 1398 Kまで加熱してから3.6 ks保持後にガスで冷却したものについて、光学顕微鏡により異常粒成長の発生有無を確認した。なお、今回の異常粒成長の発生は、浸炭なしの擬似浸炭処理による評価である。また、異常粒成長の発生は、JIS G 0551に規定されている粒度番号5以下の粗粒が観察された場合、発生有とした。

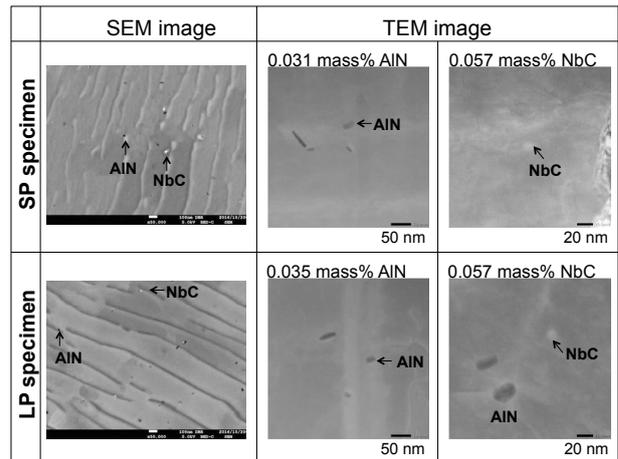


Fig. 3. SEM and TEM images of SP and LP specimens.

## 2. 3 加熱昇温速度の影響

2. 2節の前組織と同様に加熱昇温速度についても、(1) 加熱中の $\gamma$ 生成挙動、(2) 初期 $\gamma$ 粒の平均粒径 $R_0$ 、(3) 初期 $\gamma$ 粒の粒径ばらつき、(4) 異常粒成長の発生のおよぼす影響を調査した。なお、加熱前の供試材には、パーライトサイズの大きなLP材を用いた。

(1) 加熱中の $\gamma$ 生成挙動への影響については、Fig. 1(b)に示す0.17、0.5、1.5 K/sの3水準の加熱昇温を行い、2. 2節のパーライトサイズの影響と同様、1023 Kから1043 Kの加熱・急冷材の $\gamma$ 粒の生成量、サイズを測定し、その $\gamma$ 生成挙動を調査した。

また、(2)  $R_0$ 、(3)ばらつき、(4)異常粒成長の発生への影響については、Fig. 1(c)に示すLP材を0.17、0.5、1.5 K/sにて加熱昇温し、2. 2節のパーライトサイズの影響と同様の方法で、 $R_0$ 、ばらつき、また異常粒成長性への調査を行った。

## 3. 結果および考察

### 3. 1 $\gamma$ 生成・成長挙動におよぼす前組織中のパーライトサイズの影響

Fig. 4に、LP材、SP材を0.17 K/sで1023 Kまで加熱、急冷した後の、高倍のマイクロ組織を示す。マイクロ組織中の茶色みがかった相が、マルテンサイトであるが、これが加熱中の $\gamma$ 相に対応するものである。LP材、SP材いずれについても、1023 Kにて、 $\gamma$ 相の生成が始まるが、Fig. 4の組織が示すように、 $\gamma$ 相はFとPの界面で生成している。

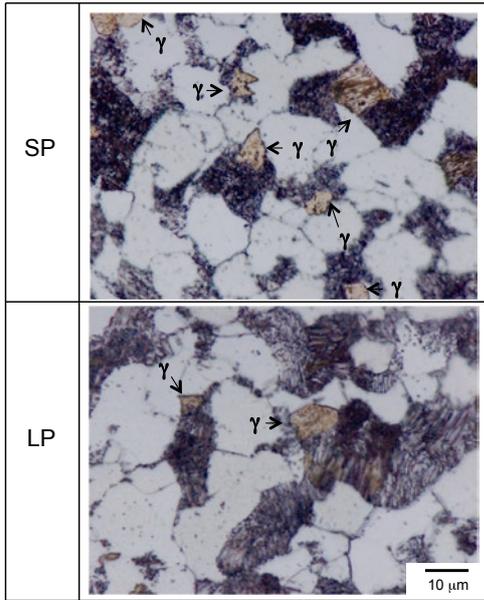


Fig. 4. Optical micrographs of  $\gamma$  formation. (a) SP and (b) LP specimens heated to 1023 K at 0.17 K/s.

Fig. 5(a)(b)に、LP材、SP材を1023 K、1033 K、1043 Kまで加熱、急冷した後のミクロ組織写真および画像解析により測定した $\gamma$ 粒の面積率と数密度を示す。なお、Fig. 5中の下段の写真は、上段のオリジナル写真中の $\gamma$ 粒が区別できるよう、 $\gamma$ 粒を赤く塗りつぶしたものである。Fig. 5(a)(b)の1023 K、1033 K材の組織を見ると、SP材よりも、LP材の方が、 $\gamma$ 粒の核生成数はより少ない。これはこれまでのAIN肌焼鋼の報告<sup>11)</sup>と同様に、核生成箇所となりうるFとPの界面の面積がLP材の方が、より小さいためと考える。また、1033 K、1043 K材の組織が示すように、LP材、SP材共に、 $\gamma$ 粒は温度上昇に伴ってパーライト中を成長していくが、LP材の方が、形成される $\gamma$ 粒の数はより少ない。つまり、Nb添加肌焼鋼では、AIN肌焼鋼<sup>11、12)</sup>と同様に、前組織のパーライトサイズが大きい方が、 $\gamma$ 化の素過程において、 $\gamma$ 核の生成がより少なく、また、その後の成長過程においても、 $\gamma$ 粒がより少ないまま成長していく。

### 3. 2 初期 $\gamma$ 粒の平均粒径 $R_0$ 、粒径ばらつきにおよぼす前組織中のパーライトサイズの影響

Fig. 6にLP材およびSP材を1133 Kまで加熱、急冷した後の $\gamma$ 粒、つまり、本紙で定義した初期 $\gamma$ 粒の光学顕微鏡写真を示す。本図の上段(0.17 K/s)に示す通り、パーライトサイズの大きいLP材の方が、より大きな初期 $\gamma$ 粒が形成されている傾向にあることが分かる。また、Fig. 7には画像解析により測定した $\gamma$ 粒の粒度分布を示

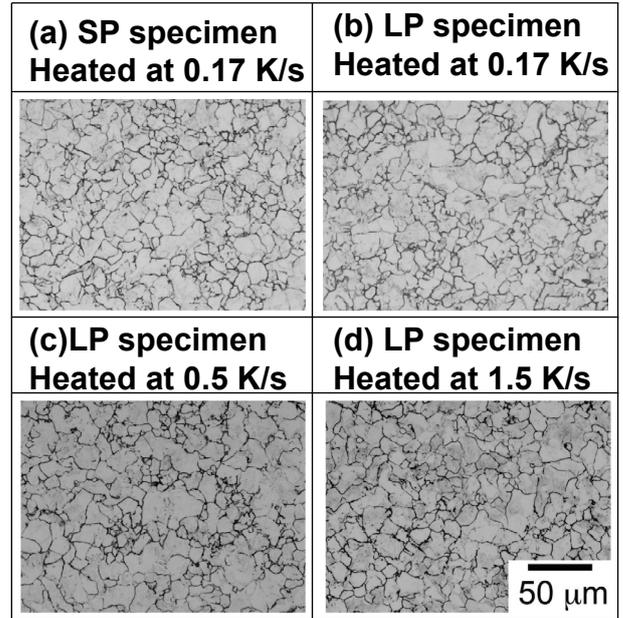


Fig. 6. Optical micrographs of  $\gamma$  grains. (a) SP and (b) LP specimens heated at 0.17 K/s and LP specimens heated to 1133 K at (c) 0.5 and (d) 1.5 K/s.

すがLP材の方がSP材より初期 $\gamma$ 粒が大きめである。また、初期 $\gamma$ 粒の平均粒径 $R_0$ と比較するとLP材が $7.5 \mu\text{m}$ 、SP材が $7.0 \mu\text{m}$ であり、LP材の方が大きい。このように、今回のNb添加肌焼鋼において、AIN肌焼鋼と同様に<sup>11、12)</sup>、前組織のパーライトサイズが大きいと、 $R_0$ が大きくなる傾向にある。

Fig. 8に1023 Kから1133 Kの各温度における $\gamma$ 粒の平均粒径 $R_{\text{ave}}$ とその数密度の推移を示す。LP材の方がいずれの温度でも $R_{\text{ave}}$ は大きく、また、 $\gamma$ 粒の数密度は少ない。つまり、LP材の方が、 $R_0$ が大きかったのは、前節で述べたような $\gamma$ 生成挙動に起因したものであり、すなわち、LP材の方が、 $\gamma$ 核生成数が少なく、また、 $\gamma$ 粒がより少ないまま成長し、 $\gamma$ 化が完了したことによると考える。

一方、初期 $\gamma$ 粒の粒径ばらつきはFig. 7の粒度分布からは、先行文献<sup>12)</sup>のような広がりはなく、LP材とSP材で大きな差は認められない。つまり、今回調査した前組織のパーライトサイズの範疇では、ばらつきに対しては、その影響は小さいと考えられる。

### 3. 3 $\gamma$ 生成・成長挙動におよぼす加熱昇温速度の影響

Fig. 5(b)(c)(d)に、LP材を0.17、0.50、1.50 K/sの昇温速度にて、1023 Kから1073 Kの加熱後、急冷したものの光学顕微鏡組織写真を示す。1023 K、1033 K加熱後では、昇温速度の増加に伴い、 $\gamma$ 粒の生成数は少ない。

Specimen	Heating rate		1023 K	1033 K	1043 K
(a)	SP	0.17 K/s	fraction of $\gamma$ 3.3 %	21.7 %	42.3 %
			Number of $\gamma$ $1.2 \times 10^{-3} / \mu\text{m}^2$	$6.4 \times 10^{-3} / \mu\text{m}^2$	$10.5 \times 10^{-3} / \mu\text{m}^2$
(b)	LP	0.17 K/s	0.8 %	7.2 %	37.9 %
			$0.3 \times 10^{-3} / \mu\text{m}^2$	$1.7 \times 10^{-3} / \mu\text{m}^2$	$7.3 \times 10^{-3} / \mu\text{m}^2$
(c)	LP	0.5 K/s	No $\gamma$	4.2 %	32.4 %
			$1.1 \times 10^{-3} / \mu\text{m}^2$	$6.6 \times 10^{-3} / \mu\text{m}^2$	
(d)	LP	1.5 K/s	No $\gamma$	0.1 %	25.1 %
			$0.1 \times 10^{-3} / \mu\text{m}^2$	$6.6 \times 10^{-3} / \mu\text{m}^2$	

Fig. 5. Optical micrographs, fraction and number of  $\gamma$ . (a) SP and (b) LP specimens heated at 0.17 K/s and LP specimens heated at (c) 0.5 and (d) 1.5 K/s.

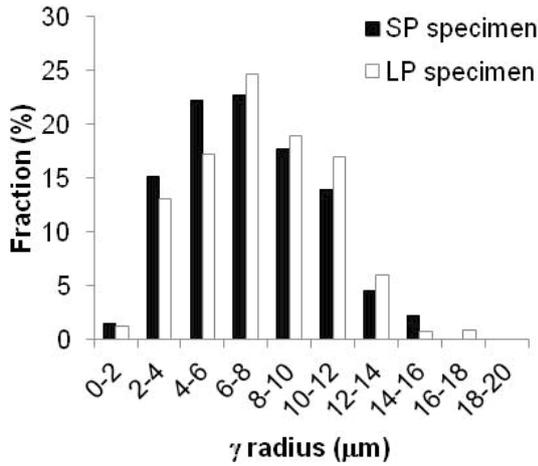


Fig. 7. Distribution of  $\gamma$  radius (SP and LP specimens, heated to 1133 K at 0.17 K/s).

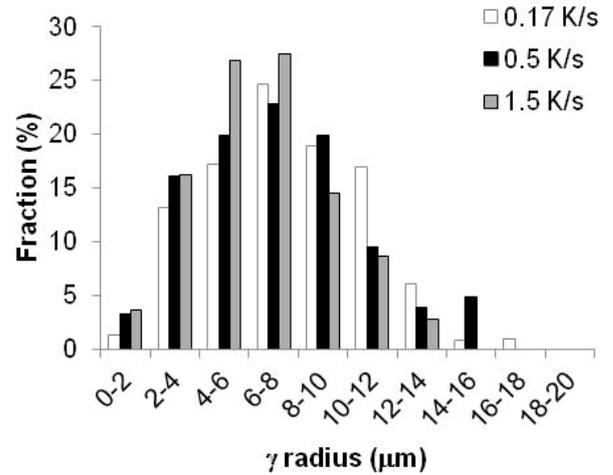


Fig. 9. Distribution of  $\gamma$  radius (LP specimen heated to 1133 K at 0.17, 0.5 and 1.5 K/s).

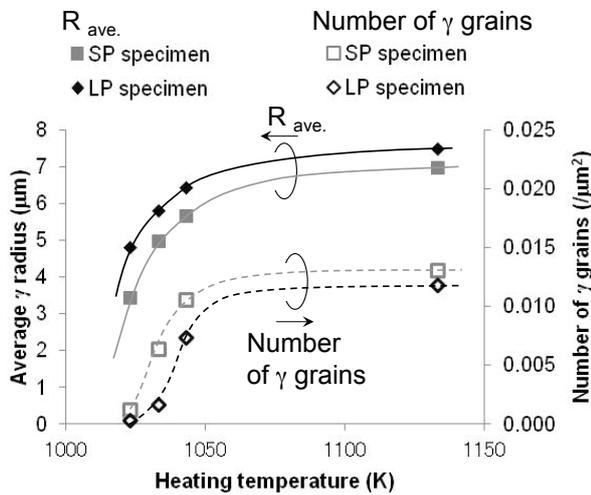


Fig. 8. Average  $\gamma$  radius ( $R_{ave}$ ) and number of  $\gamma$  grains (SP and LP specimens heated to 1023-1133 K at 0.17 K/s).

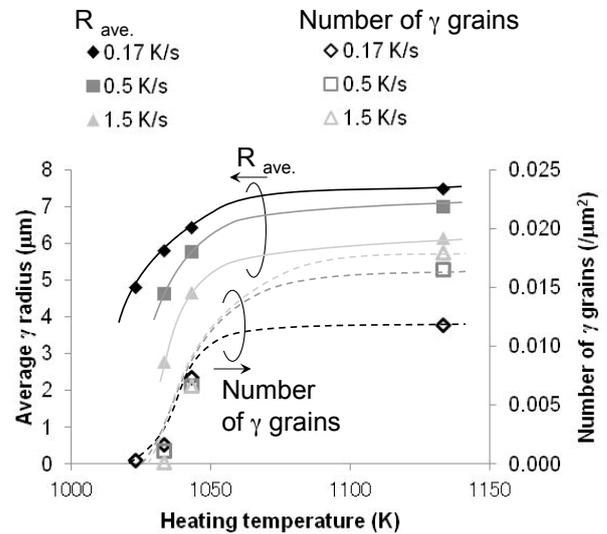


Fig. 10. Average  $\gamma$  radius ( $R_{ave}$ ) and number of  $\gamma$  grains (LP specimen heated to 1023 - 1133K at 0.17, 0.5 and 1.5 K/s).

また、1043 K 加熱後では、 $\gamma$  粒の生成数においては、昇温速度の違いで、ほとんど差は認められないが、そのサイズにおいては、昇温速度が速い程、より小さく、 $\gamma$  化していない未変態パーライトがより多く残存していることが分かる。

### 3. 4 初期 $\gamma$ 粒の平均粒径 $R_0$ , 粒径ばらつきにおよぼす加熱昇温速度の影響

Fig. 6(b)(c)(d) に LP 材を 0.17, 0.50, 1.50 K/s の昇温速度にて、1133 K まで加熱、急冷した後の $\gamma$  粒、つまり初期 $\gamma$  粒の光学顕微鏡写真、また、Fig. 9 には、0.17, 0.50, 1.50 K/s での初期 $\gamma$  粒度分布を示す。加熱速度の増加に伴い微細粒が多いことが分かる。また、初期 $\gamma$

粒の平均粒径  $R_0$  で比較すると 0.17 K/s 昇温材では 7.5  $\mu\text{m}$ , 0.5 K/s 昇温材では 7.0  $\mu\text{m}$ , 1.5 K/s 昇温材では 6.2  $\mu\text{m}$  であり、加熱速度の増加に伴い  $R_0$  が小さくなる傾向にある。これは、AIN 肌焼鋼<sup>13)</sup> と同じ傾向であるが、今回の Nb 添加肌焼鋼においては、1043 K 以上の温度における、 $\gamma$  生成挙動の違いによるものと考えている。Fig. 10 には、各温度での  $R_{ave}$ 、 $\gamma$  粒の数密度の推移を示す。昇温速度の違い 0.17 K/s の場合、主には  $\gamma$  粒の成長によって  $\gamma$  化が進行し、その結果、大きな初期  $\gamma$  粒が形成されることが考えられる。しかし、昇温速度が速くなると、1043 K でも、依然として、パーライト部、つまり  $\gamma$  の核生成箇所となりうる F と P の界面が多く残存するようになる。このため、1043 K 以上でも、多くの  $\gamma$  の核生

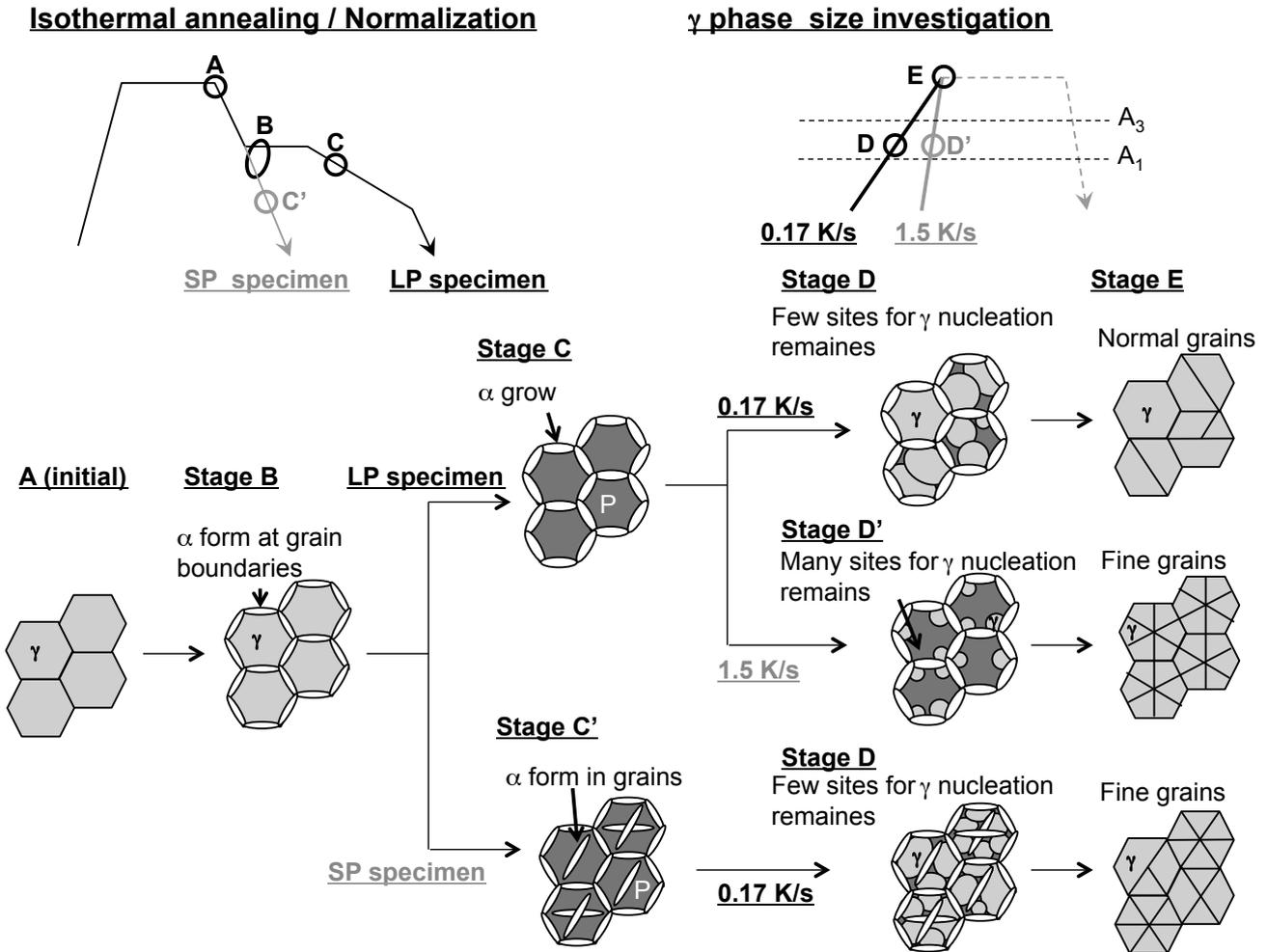


Fig. 11. Schematic illustration of microstructure variation in each cooling and heating condition.

成が起り、その結果、より多くの  $\gamma$  粒が形成され、初期  $\gamma$  粒もより小さくなると考えられる。

一方、初期  $\gamma$  粒の粒ばらつきについては、Fig. 9 の粒度分布からは、大きな差は認められない。つまり、今回調査した加熱速度の範疇では、ばらつきに対しては、その影響は小さいと考えられる。

以上の結果・考察から、Fig. 11 に前組織中のパーライトサイズ、加熱昇温速度が異なる場合の、 $\gamma$  核生成から  $\gamma$  化完了時の初期  $\gamma$  粒形成までの素過程を模式的に示した。前組織中のパーライトサイズが大きいと、 $\gamma$  相の核生成箇所となる F と P の界面が少ないため、 $\gamma$  の核生成はより少なくなる。そして、 $\gamma$  粒数がより少ないまま、 $\gamma$  粒は成長し、 $\gamma$  化は完了するため、パーライトサイズが小さい場合と比べ、初期  $\gamma$  粒は大きくなる。

一方、加熱昇温速度については、速度が速くなると、より高い温度域でも、 $\gamma$  核生成が起り、その結果、形成される  $\gamma$  粒はより多くなり、昇温速度が遅い場合と比べ、 $\gamma$  完了後の初期  $\gamma$  粒も小さくなる。

### 3. 5 異常粒成長の発生におよぼす前組織中のパーライトサイズおよび加熱昇温速度の影響

Fig. 12(a)(b) に SP 材および LP 材を疑似浸炭処理として加熱速度 0.17 K/s で加熱し、1348, 1373, 1398 K で 3.6 ks 保持し急冷したものの異常粒成長の発生有無、および観察された  $\gamma$  粒組織の一例を示す。浸炭前熱処理が SP 材の場合は、1373 K で疑似浸炭処理をした時に粗大な結晶粒が観察され、異常粒成長を抑制できていなかった。一方、LP 材では 1373 K で疑似浸炭処理をした時に、結晶粒が微細で異常粒成長が抑制できていた。つまり、Nb 添加肌焼鋼においても、AIN 肌焼鋼<sup>11, 12)</sup> 同様に、前組織のパーライトサイズが大きい程、異常粒成長が抑制される傾向にある。

Fig. 12(b)(c)(d) には LP 材を加熱速度 0.17, 0.5, 1.5 K/s で加熱し、1348, 1373, 1398 K で疑似浸炭処理を実施し急冷したものの異常粒成長の発生有無、および観察され

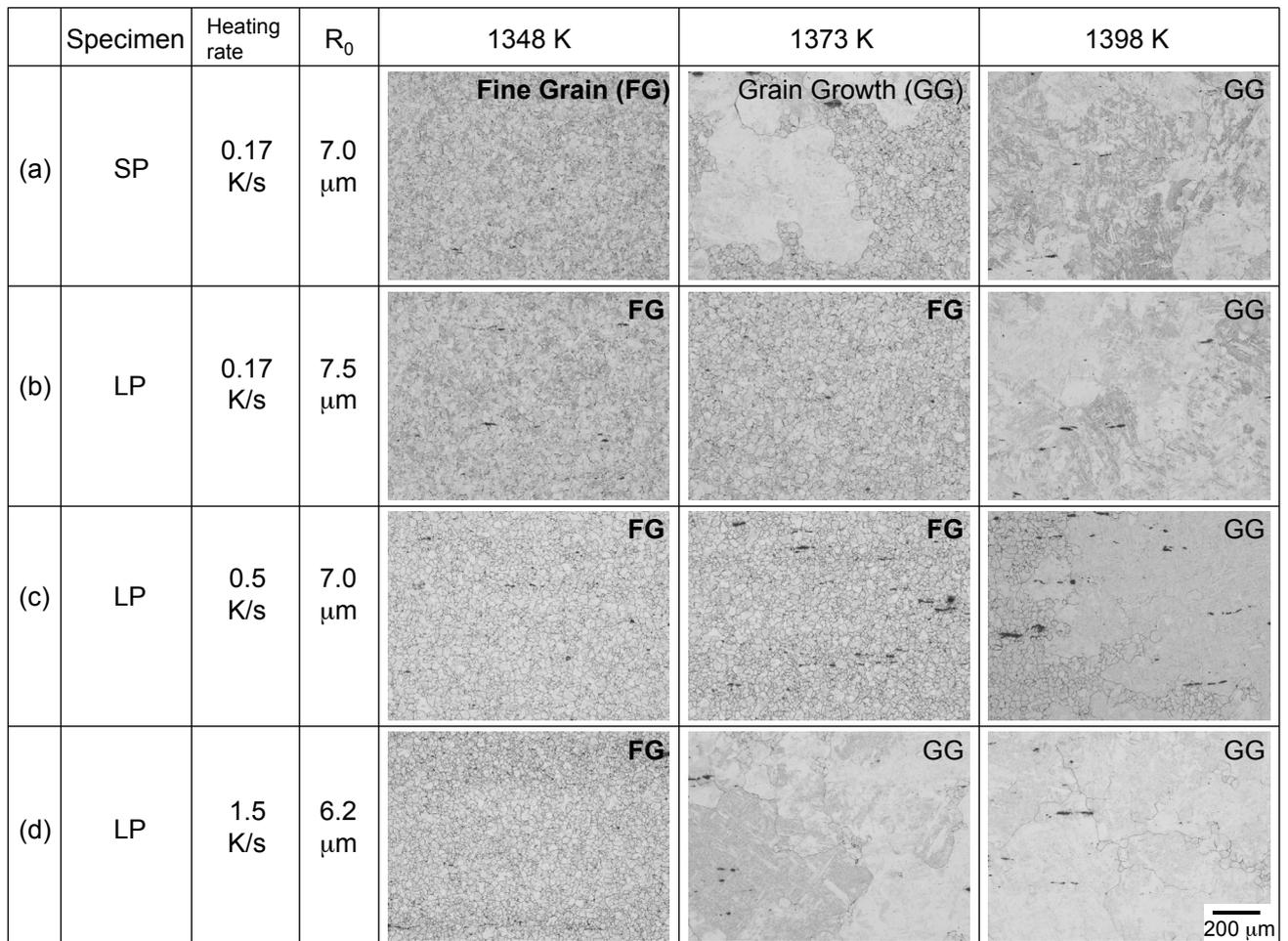


Fig. 12. Optical micrographs of  $\gamma$  grains after quasi-carburizing. (a) SP and (b) LP specimens heated at 0.17 K/s and LP specimens heated at (c) 0.5 and (d) 1.5 K/s.

た $\gamma$ 粒組織の一例を示す。Fig. 12(d)の加熱速度1.5 K/sで加熱した時は異常粒成長を抑制できていなかったが、一方、Fig. 12(b)(c)の加熱速度0.17 K/sおよび0.5 K/sで加熱した時は1373 Kで異常粒成長は抑制できていた。

以上のように、Nb添加肌焼鋼では、前組織のパーライトサイズが大きい程、また、加熱昇温速度が遅い程、異常粒成長は抑制される傾向にあることが分かったが、以下に、その要因について考察する。

1節でも述べたように、異常粒成長の発生は、ピン止め粒子のサイズと量、初期 $\gamma$ 粒の平均粒径 $R_0$ 、その粒径ばらつきに大きく依存するとされている。今回認められた、Fig. 12(a)～(d)の異常粒成長の発生温度の差異については、これらの中で、 $R_0$ の違いが、その主因であると考えている。Fig. 12(a)～(d)の図中には、それぞれ1133 Kの加熱・急冷材で確認された $R_0$ を示している。前組織のパーライトサイズの影響としては1373 K加熱にて異常粒成長が発生しなかったLP材の方がSP材より $R_0$ が大きく、また加熱昇温速度の影響としては1373

K加熱にて異常粒成長が発生しなかった加熱速度が0.17 K/s、0.5 K/sで $R_0$ が大きい。

ばらつきについては、3. 2節、3. 4節でも言及したように、Fig. 12(a)～(d)の各材料で大差は生じていないと思われ、つまり、ばらつきは、これら異常粒成長の発生温度に差異が生じた要因ではないと推定される。

また、ピン止め粒子(AIN, NbC)のサイズと量については、加熱前の段階では差異がないことを確認したものの、異常粒成長の発生有無に寄与する、1373 K加熱中のAIN, NbCのサイズ・量については、今回は調査していない。よって、ピン止め粒子(AIN, NbC)サイズ・量が、異常粒成長発生に差異が生じた一因か否かは、明確にできていない。ただし、Fig. 12(a)のSP材を加熱速度0.17 K/sで加熱したときとFig. 12(c)のLP材を加熱速度0.5 K/sで加熱した時で、 $R_0$ が7.0  $\mu\text{m}$ と同等であるにもかかわらず異常粒成長の発生に差異が生じた要因としては、疑似浸炭前の加熱時間がFig. 12(a)のSP材の方が長く、ピン止め粒子がより成長<sup>14)</sup>したためと推定される。

## 4. 結 言

本研究では、通常の AIN 肌焼鋼よりも、高い異常粒成長抑制能を持つ、AIN と NbC を複合析出型の Nb 添加肌焼鋼について、加熱中の  $\gamma$  相生成挙動、初期  $\gamma$  粒の平均粒径  $R_0$ 、初期  $\gamma$  粒の粒径ばらつき、異常粒成長の発生におよぼす、前組織におけるパーライトサイズ、および加熱昇温速度の影響を調査し、以下のことが明らかとなった。

(1) 前組織におけるパーライトサイズが大きい程、加熱中、 $\gamma$  核生成数はより少なく、また、 $\gamma$  化完了時の初期  $\gamma$  粒の平均粒径  $R_0$  はより大きくなる傾向にある。ただし、今回調査したパーライトサイズの範疇では、初期  $\gamma$  粒の粒径ばらつきに対しては、パーライトサイズの影響はほとんど認められなかった。

(2) 加熱昇温速度が速い程、加熱中、より多くの  $\gamma$  核が生成し、また、初期  $\gamma$  粒の平均粒径  $R_0$  はより小さくなる傾向にある。ただし、今回調査した、加熱昇温速度の範疇では、初期  $\gamma$  粒の粒径ばらつきに対しては、昇温速度の影響はほとんど認められなかった。

(3) 前組織におけるパーライトサイズが大きい程、また加熱昇温速度が遅い程、異常粒成長の発生は抑制される傾向にある。これは初期  $\gamma$  粒の平均粒径  $R_0$  が大きいことに起因したものであると考える。

(文 献)

- 1) 上野完治: 電気製鋼, 77(2006), 1, 45.
- 2) 瓜田龍実, 並木邦夫, 飯久保知人: 電気製鋼, 59(1988), 33.
- 3) 西澤泰二: 鉄と鋼, 70(1984), 15, 1984.
- 4) T. Gladman: Proc. Roy. Soc. A., 294(1966), 298.
- 5) 西澤泰二: ミクロ組織の熱力学, 日本金属学会, 2005, 140.
- 6) 木下修司, 上田武司, 鈴木章: 鉄と鋼, 59(1973), 3, 446.
- 7) 久保田学, 越智達朗: 新日鉄技報, (2003), 378, 72.
- 8) 紅林豊, 中村貞行: 電気製鋼, 65(1994), 1, 67.
- 9) 村上俊夫, 畑野等, 家口浩: 神戸製鋼技報, 56(2006), 3, 59.
- 10) 岡本成朗, 新堂陽介, 永濱睦久: 神戸製鋼技報, 61(2011), 1, 66.
- 11) 玉谷哲郎, 井口誠, 佐藤紀男, 坪田一一: 熱処理, 37(1997), 6, 356.
- 12) 宮崎武, 常陰典正: CAMP-ISIJ, 29(2016), 752.
- 13) 木下修司, 上田武司: 鉄と鋼, 59(1973), 9, 1261.
- 14) I. M. Lifshitz and V. V. Slyozov: H. Phys. Chem. Solids, 19(1961), 1, 35.



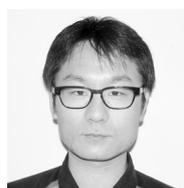
神谷尚秀



田中優樹



井上圭介



石倉亮平