

620.186.8:669.112.227.1

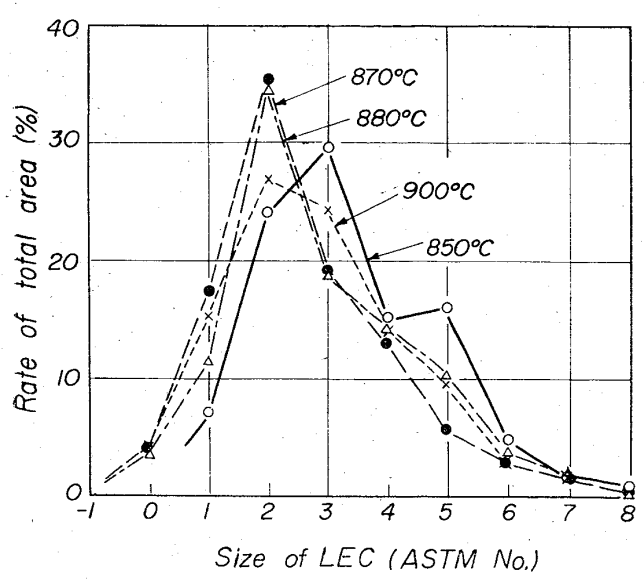


Fig. 4. Distribution of size of LEC at various temperatures. (Steel A, heating at the rate of 50°C/hr)

%に達する。したがって 880°C 以上では事実上通常のオーステナイト結晶粒度を測定していることになる。880°Cにおける結晶粒度は実質的に 900°Cにおけるそれと大差なく、また LEC が 40% しか存在しない 850°Cにおける LEC のサイズも 900°Cの結晶粒度とはなはだしくは異なっていない。

4. 考 察

Ni-Cr-Mo-V 鋼の結晶粒の挙動がほかの試験材と異なることが度々指摘されたが、これが LEC の挙動に関連するオーステナイト化の機構に関係のあることは明らかである。LEC の重要性は、その挙動によつてオーステナイト化の比較的初期における結晶粒度が左右されることにある。この考えにもとづけば、Fig. 1においてAおよびC鋼が比較的低い温度ですでに粗大粒を呈しているのは、これらの材料のいわゆる結晶粒粗大化温度がより低温にあるのではなく、初期においてすでに粗大であったと見られる。したがって LEC を微細に生成させることが結晶粒の微細化に連なることになる。

この試験では Ni-Cr-Mo-V 鋼にのみ LEC が見られたが、これがこの材料特有の性質によるものか否かを確認するため、ほかの試験材について、まづ 1200°C × 1hr → W.Q. の処理によつて条件を揃えたのち 50°C/hr で再加熱し、途中の組織変化を観察した結果 F および G 鋼などにも明りように LEC が認められた。すなわち、LEC は必ずしも Ni-Cr-Mo-V 鋼の特有のものでなく、この材料にたまたま生成しやすいものと見るのが妥当である。また、条件によつてはほかの鋼種においても Ni-Cr-Mo-V 鋼に見られると同様、LEC の挙動に関連する粗大結晶粒の生成の可能性が考えられる。

LEC そのものは一種のオーステナイトの nodule と見られるが、LEC が 100% となる温度は、50°C/hr で加熱した場合では、A 鋼が 880°C 付近、C 鋼が 850°C 以上である。一方 C 鋼について測定した Ac₁ および Ac₃ はそれぞれ 730 および 790°C 付近である。すなわち LEC が 100% となる温度は Ac₃ よりもかなり高温で

あること、したがって α → γ 変態が終了した状態で LEC および DEC の 2 様のオーステナイトの存在状態のあることが知られる。NEHRENBERG²⁾ によれば針状の原組織を有する鋼のオーステナイト化過程においては、オーステナイトの成長はまず針状のフェライト粒内に制約されさらに KULA と COHEN³⁾ および WEBSTER と ALLEN⁴⁾ は、このようにして生成した針状のオーステナイトの nodule のあるものが、温度の上昇によつて優先的に成長を開始し、隣接する nodule を一掃して急速に成長を遂げる場合のあることを示唆している。LEC の挙動はこのようなオーステナイト化過程における変化であることも考えられる。

5. 結 言

炭素鋼および低合金鋼を含む 5 種の構造用鋼についてオーステナイト結晶粒成長に関する試験を行ない、次の結果が得られた。

- (1) Ni-Cr-Mo-V 鋼の結晶粒がほかの試験材に比して特異な挙動を示す。
- (2) この現象はオーステナイト化過程において現われる LEC と仮称した 1 種のオーステナイトの nodule の挙動に関係のあることが知られた。
- (3) LEC の重要性は、その挙動が熱処理条件によつて変化し、初期の結晶粒度を左右することにあると考えられる。
- (4) オーステナイト化過程における LEC の存在は Ni-Cr-Mo-V 鋼特有のものでなく、条件によつては他の鋼種にも存在する可能性がある。

文 献

- 1) 本間, 田部, 工藤, 山下: 鉄と鋼, 51 (1965)5, p. 1069
- 2) A. E. NEHRENBERG: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 188 (1950), p. 162
- 3) E. KULA & M. COHEN: Trans. Amer. Soc. Metals, 46 (1954), p. 727
- 4) D. WEBSTER & G. B. ALLEN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962), p. 520

(183) オーステナイト結晶粒度におよぼす加熱速度および前処理の影響

(オーステナイト結晶粒に関する研究—II)
 日本製鋼所, 室蘭製作所研究所 ○本間 亮介
 Effect of Heating Rate and Pre-treatment on Austenitic Grain Size.
 (Studies on austenitic grain—I)
 Ryosuke HONMA.

1. 結 言

前報¹⁾において Ni-Cr-Mo-V 鋼のオーステナイト結晶粒度(以後単に結晶粒度と記す)が加熱速度などによつて影響されることをのべたが、本報告においては加熱速度の影響についてのさらに詳細な試験ならびに前処理の影響についての 2, 3 の試験の結果をのべる。

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

Steel	Type of steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
A	Ni-Cr-Mo-V	0.22	0.25	0.36	0.008	0.008	3.46	1.76	0.41	0.12
B	Ni-Mo-V	0.31	0.35	0.57	0.015	0.018	2.88	0.07	0.35	0.05

2. 試 験 方 法

Table 1 に試験材の化学成分を示す。前報において、オーステナイト化加熱の途中から急冷した試験片に認められた LEC (オーステナイトの nodule の一形態で、その挙動が結晶粒度に影響を与えることが示された) の関与する結晶粒の挙動は、必ずしも Ni-Cr-Mo-V 鋼に特有のものでないことが知られたので、Ni-Cr-Mo-V 鋼のほかに Ni-Mo-V 鋼についても試験した。前者は 95 t 鋼塊、後者は 100 t 鋼塊からそれぞれ 200mm 平方の角棒および直径 1100mm の軸材に鍛造されたものである。

熱処理は約 15mm 立方の小試験片に切出したものについて前報におけると同様電気炉を用い、大気中あるいは鉛浴中で行なつた。

結晶粒および組織観察用の腐食も前報同様ピクリン酸水溶液に表面活性剤を添加した試薬によつた。

3. 試 験 結 果

3.1 加熱速度の影響

A および B 鋼をあらかじめ 1100°C × 1hr → WQ の処理をしたあと 10, 50, 100, 400 および 15000°C/hr の加熱速度で加熱し、900°C × 1hr のオーステナイト化処理を行なつた。Fig. 1 に加熱速度による結晶粒の変化を示す。結晶粒は加熱速度の早いほど微細化することが明らかである。また加熱速度は比較的遅い範囲でその影響はより大きく、ある程度以上の速度では実質的に影響はなくなる。A 鋼と B 鋼では結晶粒度自体の差はあるが、変化の傾向は両者とも同じである。

上述の加熱速度の影響がどの温度範囲で現われるかを知るために、A 鋼についてあらかじめ 1050°C × 1hr → WQ の処理をしたのち、50°C/hr の速度で徐加熱し、あ

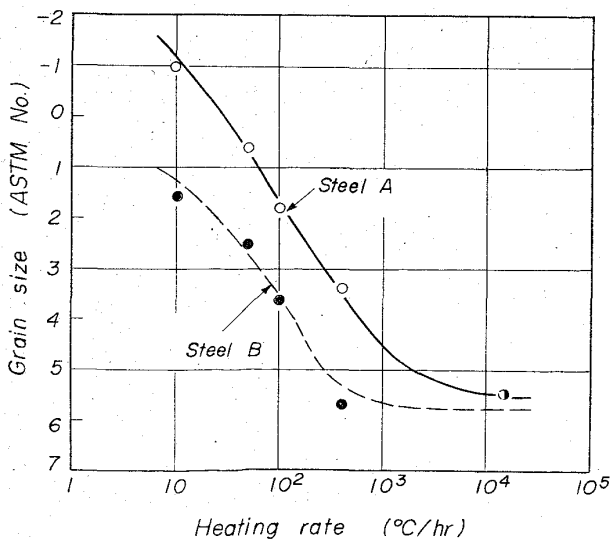


Fig. 1. Effect of heating rate on austenitic grain size.

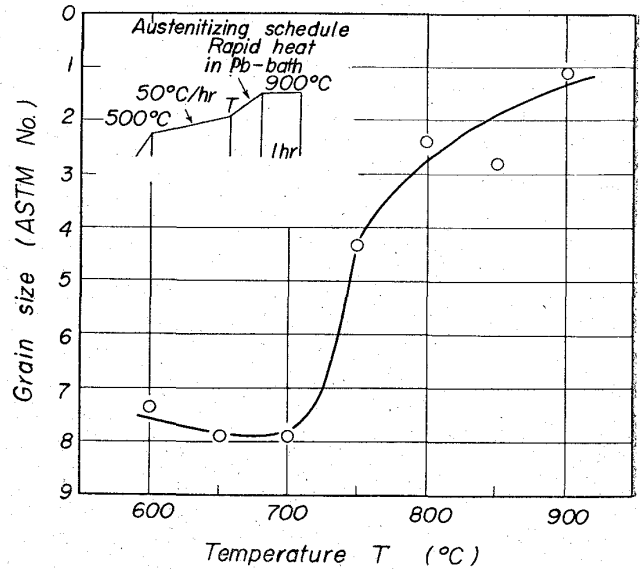
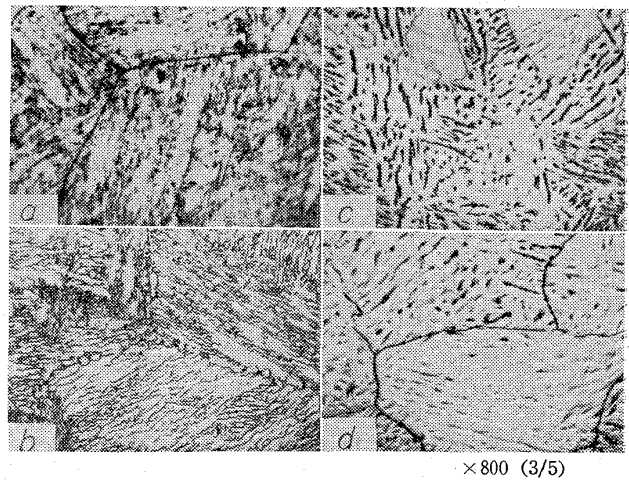


Fig. 2. Temperature range which is related to the variation of austenitic grain size by heating rate. (Steel A)



Quenched from (a) 700°C, (b) 750°C, (c) 800°C and (d) 850°C

Photo. 1. Variation of microstructure with temperature on heating at the rate of 50°C/hr. (Steel A)

る温度に達した直後 900°C に予熱された鉛浴中へ移して急加熱し、この温度で 1 hr の保持を行なつたのち結晶粒度を測定した。Fig. 2 に急加熱開始温度と 900°C における結晶粒度との関係を示す。600~700°C から急速加熱を行なつた場合は実質的に結晶粒度の差はなく、いづれも微細であるが、750°C まで徐加熱した試験片において結晶粒度は顕著な粗大化を示し、以後徐加熱温度範囲の高温におよぶものほど結晶粒は粗大化する傾向を

示している。すなわち、900°C へ加熱する際に 50°C/hr で徐加熱した場合と鉛浴中で急加熱した時との結晶粒度の大きな差については、750°C 付近より高い温度における変化が関係していることが明らかである。

Photo. 1 に上記の処理において急速加熱開始温度から逆に水冷した時の顕微鏡組織を示す。700°C までの温度では原組織(マルテンサイト)の形状が維持されているが、750°C にいたつて明瞭な変化が現われる。すなわち組織の方向性は依然明瞭に認められるが、概して滑らかな感じに変つていくとともに、もとのオーステナイト粒界に微細な LEC が現われている。温度の上昇とともにこの LEC が増加し粒界のみならず粒内にも見られるようになり、一方粒内のパターン(この状態の組織を前報において DEC と称した)は 850°C にいたつてもなお存続している。

3.2 前処理の影響

結晶粒度におよぼす前処理の影響については多くの研究が行なわれているが²⁾、ここでは初回の焼入処理から次のオーステナイト化処理へ移るに先立つて焼戻(あるいは焼鈍)を行なつた時の影響と、初回のオーステナイト化処理の時の結晶粒度の影響について試験した。一般に大型鋼材の熱処理においては 2 回以上のオーステナイト化処理をすることがしばしばあり、またその間に焼割防止のために行なう粗削を容易ならしめるため、焼戻工程を挿入することもある。このような処理の結晶粒度におよぼす影響を知るためにもこれらの試験は重要な意義を有するものである。

A 鋼をまづ 1100°C × 1hr → WQ の処理を行ない、ついで 50°C/hr の加熱速度で 900°C × 1 hr のオーステナイト化処理を行なうに先立つて 600~850°C × 3hr → WQ の前処理を行なつた。Fig. 3 に前処理温度と 900°C におけるオーステナイト結晶粒度との関係を示す。650°C までの前処理は実質的に影響を与えていないが、700~800°C の処理によつて一度明瞭な微細化が行なわれている。850°C における処理によつてさらに微細化が行なわれている。図には前処理後の硬度(Hv)変化も併示してあるが、硬度上昇の現われるのは 750°C 以上である。

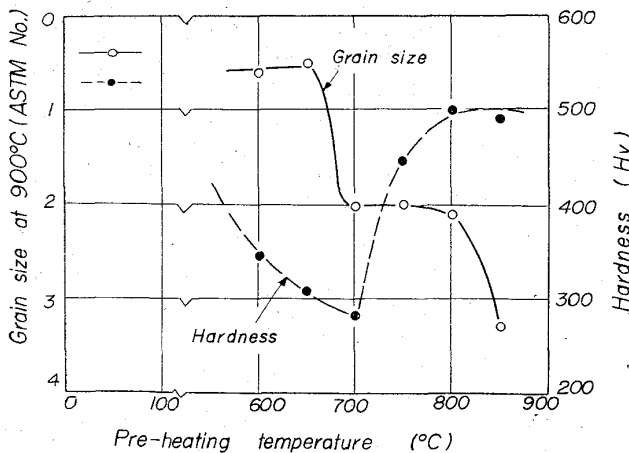
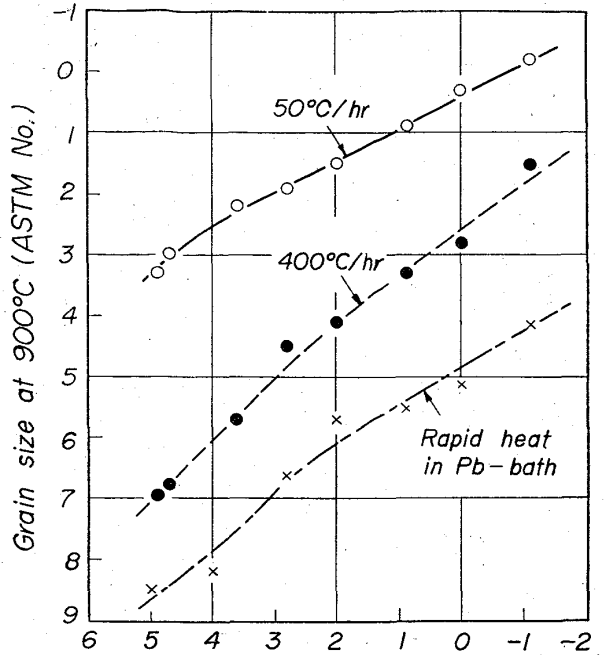


Fig. 3. Effect of pre-heating temperature on the austenitic grain size at 900°C, and variation of hardness after quenched from preheating temperature. (Steel A).



Prior austenitic grain size (ASTM No.)

Fig. 4. Effect of prior austenitic grain size on the grain size obtained from re-austenitizing at 900°C. (Steel A)

前処理後の顕微鏡組織観察では、750°C 以上では Photo. 1 と類似の変化を示しているが、700°C でももとのオーステナイト粒界におけるきわめてわずかな LEC の存在ならびに粒内組織の変化の兆候が現われている。したがつて上述の結晶粒の変化は、前処理温度における硬度には現われない程度のオーステナイトの存在に関係のあることが知られる。850°C 処理の効果については後述する。

もとのオーステナイト結晶粒度の影響を試験するため A 鋼について、まづ 850~1200°C × 1hr → WQ の処理を行なつた。結晶粒度はオーステナイト化温度の上昇とともにほぼ直線的に粗大化し、ASTM No. 5~1 の範囲の結晶粒度を有する一連の試験片が得られた。これらの試験片について 900°C × 1 hr の再オーステナイト化処理を行なつた。なおその際、加熱速度は 50 および 400 °C/hr の調節加熱と 900°C に予熱された鉛浴中での急速加熱の 3 条件とした。Fig. 4 にもとのオーステナイト結晶粒度と 900°C における再オーステナイト化時の結晶粒度との関係を示す。もとの結晶粒によつて再オーステナイト化後の結晶粒が影響されることが明らかであり、またその影響はいずれの加熱条件についても現われている。なおこの結果から Fig. 3 において前処理温度が 850°C の場合に現われた微粒化は、850°C における多量の LEC の生成により実質的に結晶粒がほかのものに比して微細化されたためであるとみなされる。

4. 考 察

オーステナイト化の際の加熱速度が結晶粒度に顕著な影響があり、かつ α → γ 変態温度範囲における加熱速度が重要であることが知られた。加熱速度に関する従来の研究結果は必ずしも一致していないが²⁾、オース

テナイト化の過程における諸変化に注目して再検討の要があるように思われる。

前処理としての焼戻 (ないし焼鈍) の影響に関しても $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態温度範囲における変化が重要な役割を演じている。この場合注目すべきことは、700~800°C 間の前処理が結晶粒度に対して同等の作用をしていることである。この温度範囲では $\alpha \rightarrow \gamma$ の変態が温度の上昇とともに進行していることは硬度変化からも明らかである。したがって関係因子はオーステナイトの量そのものでないことが知られる。

もとのオーステナイト結晶粒度の影響について注目すべきことは繰返し加熱によつて微細化される場合と逆に粗大化する場合があることである。実際作業において、繰返しオーステナイト化による微粒化を期待する場合には各種熱処理条件の影響を十分考慮する必要のあることが指摘される。

5. 結 言

Ni-Cr-Mo-V 鋼および Ni-Mo-V 鋼を用い、結晶粒度におよぼす加熱速度および前処理の影響について試験し次の結果が得られた。

- (1) 加熱速度の早いほど結晶粒は微細化する。
- (2) 加熱速度の影響は $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態域で現われる。
- (3) $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態域での予備焼鈍は結晶粒の微細化をもたらす。
- (4) 結晶粒度には前回のオーステナイト化処理による結晶粒度が影響し、これの粗大なものほど再オーステナイト化時の結晶粒も大きい。

文 献

- 1) 本間: 鉄と鋼, 51 (1965), 第 70 回講演大会論文集
- 2) 今井, 佐々木, 香川: 鉄と鋼, 48 (1962) 12, p. 1952
- 3) M. A. GROSSMANN: Trans. Amer. Soc. Metals, 22 (1934), p. 861
- 4) D. WEBSTER & G. B. ALLEN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962), p. 520

(184) ガス浸炭窒化層における窒素の拡散におよぼす少量の Cr, Mo の影響

金属材料技術研究所

○倉部兵次郎・工博 荒木 透
滋賀県立機械金属工業指導所 河崎 勲
Effect of Small Amount of Chromium and Molybdenum on Diffusion of Nitrogen in Carbonitrided Case.

Hyojiro KURABE, Dr. Toru ARAKI and Isao KAWASAKI.

1. 結 言

ガス浸炭窒化法は耐摩耗性を改善するために浸炭と同時に N を拡散させる処理法で 1945 年頃より急速に利用されてきた。工業的には浸炭性ガスに NH_3 を 5~15% 添加し、処理部品の用途により 700~900°C の適当な処理温度を選定する。浸炭窒化層の組成は温度、処理時間、鋼の組成、ガスの N または C ポテンシャルに著しく支配され、高温では NH_3 の分解度が高いためその効果は少ないが、低温では未分解の NH_3 が多く、N を含む炭化物相 "Compound layer" を鋼の表面に形成する。ガス浸炭窒化層の組織に関する研究は多くみられるが、実際作業面からガス組成、C および N ポテンシャル、処理温度および鋼質などの相互関係は十分明らかでない。本報はガス浸炭窒化層における C, N の拡散におよぼす少量の Cr, Mo の影響を主体に調べ、ガス浸炭窒化の挙動について検討した。

2. 供試材および実験方法

供試材は前回¹⁾²⁾の実験で溶製したものを使用し、化学組成を Table 1 に示す。

L1 は 20 t 塩基性平炉で溶製したものを 30mm ϕ に熱間圧延し、CR1, CR3 は小型実験炉で 80kg 溶解し、Mo 量を変えて 20kg インゴットに分鑄し、30mm ϕ に熱間圧延した。N または C の拡散速度測定に用いた試料は 30mm ϕ を 25mm ϕ に切削研磨して供試材を造り、浸炭窒化性ガスの C, N ポテンシャル測定試験片は上記角材を熱間鍛造および冷圧により 0.10mm の薄板を造り供試材とした。ガス浸炭窒化炉は有効炉内寸法 150mm ϕ \times 150mm の Lindberg 社製の管状炉を使用し、発生機のガス変成温度は 1100°C で原料ガスとしてプロパンを用いた。また窒化処理は炉内に所定の NH_3 を添加して行なつた。

供試材の処理として、まず浸炭層内の N の拡散を調べる目的から予め浸炭層を生成させ、その後各温度でガス浸炭窒化を行なつた。この予備浸炭層は表面炭素量 0.8~1.0%, 浸炭深さ 1.0mm 以上にするため浸炭温度

Table 1. Chemical composition of steels used. (wt.%)

Marks	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	O	Al	Grain size
L 1	0.12	0.23	0.54	0.06	0.03	—	0.08	0.002	0.028	9
CR 1	0.13	0.22	0.73	1.04	<0.03	—	0.08	0.0106	0.015	6
CR 3	0.12	0.18	0.70	1.03	<0.03	0.2	0.08	0.0120	0.015	6