

論 文

UDC 669.14.081.853.4 : 621.785.371 : 621.78.08 : 621.785.78

オーステナイト耐熱鋼の粒界反応におよぼす
溶体化加熱後の冷却法の影響*小林 光征**・田中 学***・宮川 大海****・
嵯峨 卓郎*****・藤代 大*****Effect of Cooling Procedure after Solution Heating on the Grain
Boundary Reaction of Austenitic Heat Resisting SteelsMitsuyuki KOBAYASHI, Manabu TANAKA, Ohmi MIYAGAWA
Takuro SAGA, and Dai FUJISHIRO

Synopsis:

An investigation was made of effect of cooling procedure after solution heating on the grain boundary reaction of austenitic heat resisting steels with high carbon and nitrogen contents, especially 21-4N steel. For cooling procedure after solution heating, water quenching, air cooling, furnace cooling and direct quenching were used.

It was found that the grain boundary reaction was considerably influenced by these cooling procedures. The grain boundary reaction occurred markedly during furnace cooling without the formation of general precipitates. The amount of grain boundary reaction occurring by ageing treatment decreased with increasing cooling rate from solution temperature, while the amount of general precipitation increased.

It was concluded from this results that general precipitation suppressed appreciably grain boundary reaction. This effect of cooling procedure was attributed to the fact that the dislocation density in specimens increased with increasing cooling rate, and that $M_{23}C_6$ precipitated preferentially on dislocations, and could not nucleate in the matrix homogeneously in 21-4N steel. Consequently it is implied that the grain boundary reaction predominates in specimens with low dislocation density, and general precipitation with high dislocation density.

(Received Jan. 31, 1972)

1. 緒 言

21-4N鋼のような排気弁などに使用されるオーステナイト耐熱鋼ではCやNを多量に添加して時効硬化性を高めているが、これらがある一定量以上添加されると、高温の時効処理中などに粒界反応がおりやすいことが報告されている^{1)~4)}。このような粒界反応型析出は一般に機械的性質を劣化するといわれ²⁾³⁾⁵⁾、この反応を防止する研究も一部で行なわれている⁶⁾。オーステナイト耐熱鋼の粒界反応については21-4N鋼のほかに数種の鋼について報告があるが^{7)~9)}、系統的な研究が少ないためこの現象の本質については不明な点が多く、実用上はもとより学問的な面からも興味ある問題が残されていると考えられる。

一方、著者らは現在までに析出硬化型オーステナイト耐熱鋼の組織や機械的性質におよぼす溶体化温度からの

冷却法の影響を調べ、溶体化状態ならびに時効後の組織や機械的性質にこの冷却法が大きな影響をおよぼすことを明らかにした^{10)~12)}。したがって、オーステナイト耐熱鋼にあらわれる粒界反応に対してもこのような冷却法が大きな影響をおよぼすことが十分に考えられるが、従来このような研究はほとんどない。

そこで本研究では粒界反応が容易に発生する21-4N排気弁用鋼をおもな供試材とし、溶体化温度からの冷却法として水冷、空冷、炉冷、直接焼入れをとりあげ、冷却中および時効処理中における粒界反応への溶体化温度

* 昭和46年10月本会講演大会にて発表
昭和47年1月31日受付

** 東京都立大学工学部

*** 東京都立大学大学院

**** 東京都立大学工学部 工博

***** 日鐵パルプ(株)

Table 1. Chemical composition of specimens (wt%).

Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	N	Fe
21-4N	0.51	0.15	8.75	3.90	20.22	0.40	bal.
21-12N	0.19	0.55	1.21	11.58	22.21	0.22	//
A	0.31	0.37	0.48	12.05	20.98	0.26	//
B	0.40	0.36	0.46	12.25	20.62	0.27	//
C	0.50	0.38	0.47	12.05	20.85	0.03	//
D	0.03	0.48	0.43	12.10	20.84	0.23	//
E	0.03	0.58	0.51	12.18	20.98	0.44	//

からの冷却法の影響を検討し考察を加えた。

2. 供試材ならびに実験方法

供試材としては主として市販の 16φ に鍛伸された 21-4N 鋼を用いた。また、とくに炉冷による粒界反応の発生を調べるために上記 21-4N 鋼のほか、基本組成を 21% Cr-12% Ni とし C, N 量をそれぞれ変えたものを 5 kg 高周波溶解炉で溶製し、1100~1150°C で 16φ に鍛伸し使用に供した。これらの供試材の化学成分を Table 1 に示す。

16φ 鍛伸材を長さ約 20 mm に切断後、熱処理を施した。溶体化温度からの冷却法としては水冷、空冷、炉冷および溶体化温度から直接時効温度へ冷却する直接焼入れを用いた。水冷は 0°C の氷水中で攪拌しながら行ない、空冷は平均 3°C/sec で静かに放冷した。炉冷は電源を切つて 1000°C ~ 700°C を平均 7°C/min の速度で炉中冷却する方法を主として用いた。このほかの速度で炉中冷却する場合は、そのつどその冷却速度を明示する。直接焼入れの場合には溶体化後試料をすばやく時効温度へ到達させるため、時効は NaCl+BaCl₂ の混合浴中に行ない 5×3×10 l の小さな試料を用いた。

時効による粒界反応の発生を調べる場合には溶体化温度を 1200°C 一定とし、この温度に 1 hr 保持しそれぞれの冷却法で冷却後、700~1050°C で時効を行なった。

組織観察は主として光学顕微鏡で行なつたが、必要な場合には薄膜の透過電顕観察も行なつた。薄膜は 16φ の試料から高速精密切断機にて約 0.2 mm の厚さの薄板を切り出し、Jacquet 液にて電解研磨を行なつて調製した。

また、粒界反応の析出量は断面の面積率で表わし、面積率は Linear analysis¹⁹⁾ によつて求めた。

3. 実験結果および考察

3.1 炉冷による粒界反応の発生

各供試材を 1100~1300°C で 1 hr 加熱後水冷、空冷、炉冷して組織観察を行なつたところ、21-4N 鋼をはじめ、(C+N) wt% の多い A, B の各鋼の炉冷材に粒

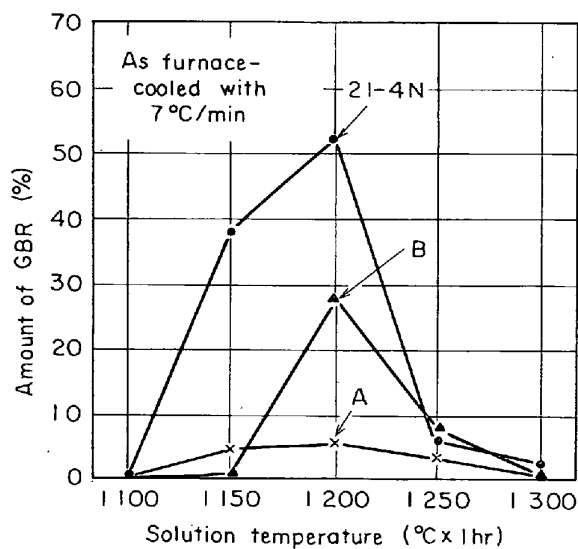


Fig. 1. Amount of the grain boundary reaction (GBR) of specimens furnace-cooled from various solution temperatures.

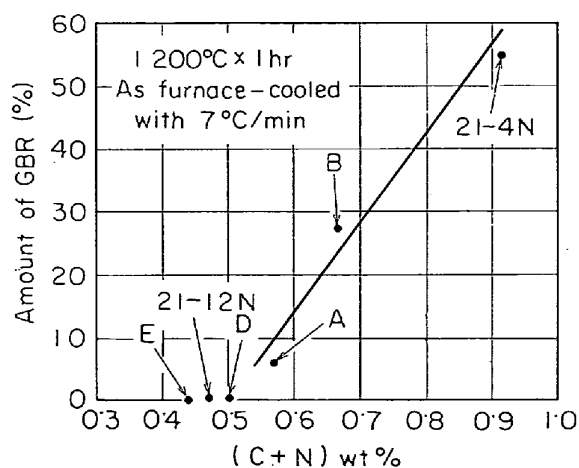


Fig. 2. Relation between amount of the grain boundary reaction (GBR) and (C+N) contents of specimens furnace-cooled after solution heating for 1 hr at 1200°C.

界反応が認められた。この炉冷により発生した粒界反応の面積率と溶体化温度の関係を Fig. 1 に示す。まず、21-4N 鋼についてみると、溶体化温度 1100°C では粒界反応は認められないが、1150°C になると面積率は約

37% となり、1200°C で最高値の約 50% に達し、それ以上の温度では面積率は激減する。このような傾向はピークの高低に差はあるが、A や B 鋼でも大体同様である。

さらに Fig. 2 に溶体化温度 1200°C から炉冷したときの粒界反応量と (C+N) wt% との関係を示す。これを見ると、この冷却速度においては (C+N) wt% が約 0.5% 以上で粒界反応が発生し、(C+N) wt% の増加とともにその量はほぼ直線的に増加することがわかる。

つぎに 21-4N 鋼を 1200°C に 1 hr 加熱後、種々の冷却速度で冷却し、冷却途中で適宜空冷し粒界反応量の変化をしらべた。その結果を Fig. 3 に示す。これよりわかるように冷却速度が約 20°C/min 以下で粒界反応が認められるようになる。また 10% 発生量を示す曲線は約 950°C 付近で最も短時間側に突出しており、発生量の増大とともにその突出部は低温度に移動する。この

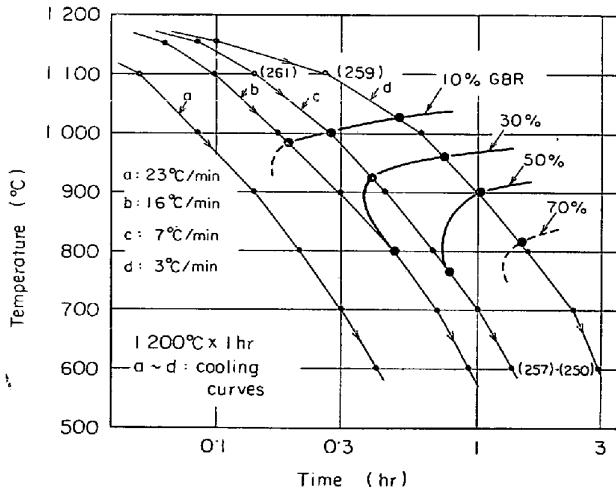


Fig. 3. CCT curves of the grain boundary reaction (GBR) of 21-4N steel after solution heating for 1 hr at 1200°C.

ような粒界反応の発生とともに当然粒内析出も考えられる。そこで冷却速度のおそい c, d の冷却において、1100°C および 600°C からそれぞれ空冷し、粒界反応の発生していないマトリックスの硬度をビッカース硬度計で測定した。その結果を同図中にかつこ内の数字で示してある。これによりいずれの冷却速度でも冷却中の硬度変化はほとんどなく粒内析出はおこっていないことがわかる。

21-4N 鋼を 1200°C で 1 hr 加熱後 1000°C~700°C を平均 7°C/min で冷却したときの組織変化を Photo. 1 に示す。(a) は 1050°C まで炉冷したものであるが、この温度では粒界反応が発生したばかりで量的に少ないが、ほとんど粒界の片側から成長していることがわかる。またセルの先端が丸みをおびているのが特徴的で層間隔も比較的大である。この温度で粒界反応の発生していない粒界は粗大析出物により占められている。しだいに温度が降下してくると(b)のようにセルは成長して大きくなるが、やはりその先端は丸みをおびている。さらに温度がさがり、700°C 付近になると、(c) に示すように炉冷中におこる粒界反応の特徴があらわれてくる。すなわち、高温で発生した比較的層間隔の広いセルの先端に層間隔のきわめて狭く先のとがったセル(写真では黒くみえる)が低温度で新たに発生する。このことより炉冷中すべてのセルが、必ずしも連続的には成長しないことがわかる。Photo. 2 は 1200°C に 1 hr 保持後平均 3°C/min の速度で冷却した炉冷材の透過電顕観察の一例である。(a) は粒界反応の生じていないマトリックスを示しているが、粒内析出は認められず、硬度試験の結果と一致した。また、これは観察されたもののうち、もつとも転位密度の多い例である。(b) は比較的層間隔の

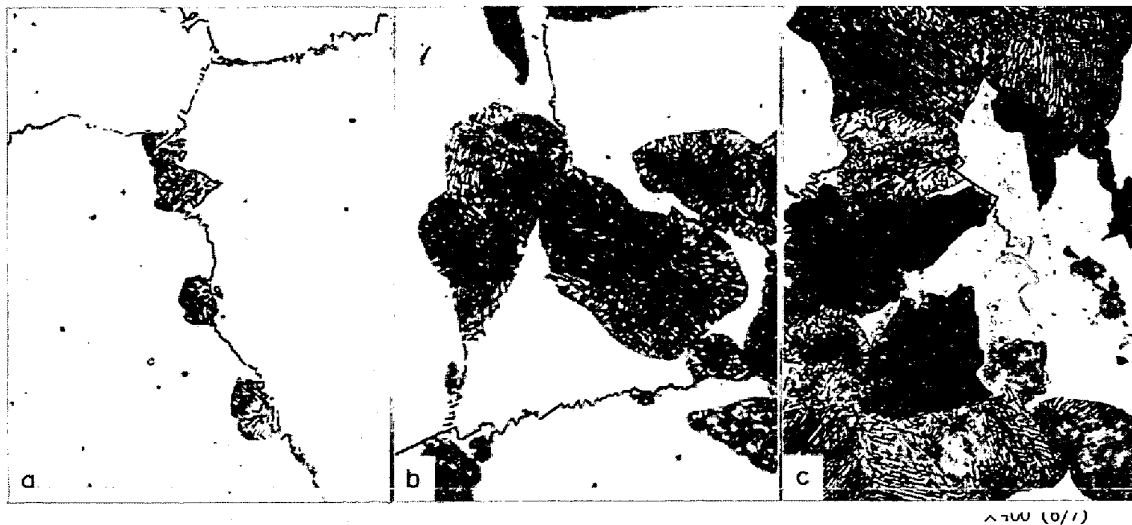


Photo. 1. Microstructures of 21-4N steel furnace-cooled from solution temperature of 1200°C to (a) 1050°C, (b) 950°C, and (c) 700°C, respectively, and air-cooled.



(a) Matrix without grain boundary reaction.
(b) Grain boundary reaction and residual carbide.

Photo. 2. Transmission electron micrographs of 21-4 N steel furnace-cooled after solution heating for 1 hr at 1200°C.

狭い粒界反応が残留析出物の少し前面で停止している状態を示す。また、制限視野電子回折像によれば、層状の析出物は $M_{23}C_6$ 型であり、この析出物とマトリックスは平行方位関係にあることがわかる。

3.2 時効による粒界反応の発生

3.2.1 粒界反応量

時効中に生ずる粒界反応に関しては、もつとも発生量の多い 21-4N 鋼についてのみ調べた。まず時効中の粒界反応におよぼす溶体化温度からの冷却速度の影響を調べる前に、析出挙動に対し最も基本的な熱処理と考えられる直接焼入れを行ない、そのまま時効して、粒界反応の有無を調べた。溶体化温度は 1200°C 一定とし、時効温度は 700~1050°C で 50°C おきに選んだ。この結果を Fig. 4 に示す。この図より明らかに 21-4N 鋼においては粒界反応は 950°C 付近を中心にして 800~1050°C の時効温度範囲で顕著におこる析出形態であることがわかる。

また、粒界反応量についてみると、時効温度 800~900°C の範囲では長時間の時効により最高量はほぼ 100% に達するが、この温度の上下では長時間時効しても 100% には達せず、その最高量はしだいに減少する傾向とな

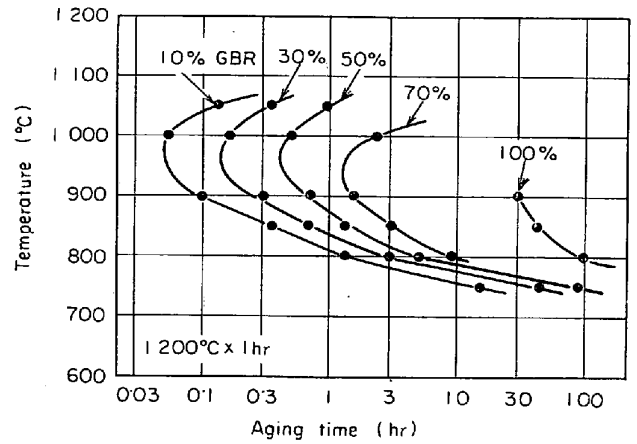


Fig. 4. TTT curves of the grain boundary reaction (GBR) of 21-4 N steel directly quenched after solution heating for 1 hr at 1200°C.

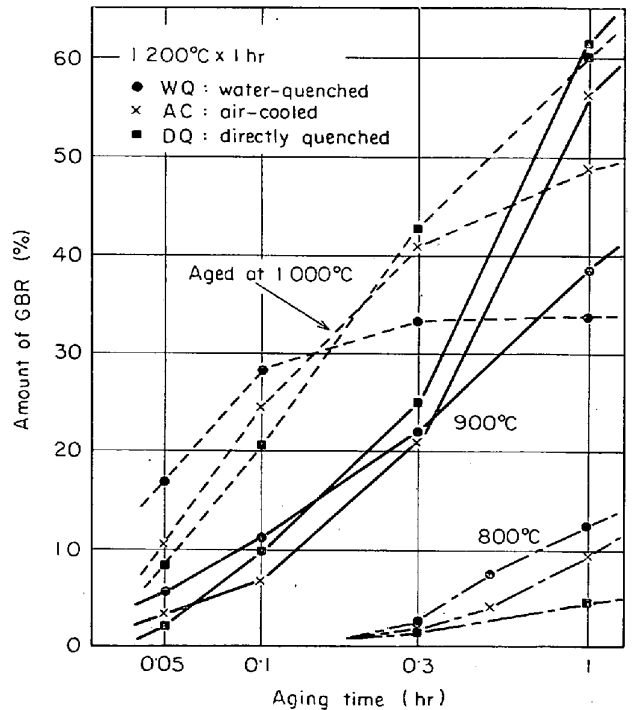


Fig. 5. Effect of cooling procedure on the grain boundary reaction (GBR) of 21-4 N steel solution-treated for 1 hr at 1200°C and aged at 800~1000°C.

る。この場合後述するように 800°C 以下での反応量の減少は粒内析出を伴っており、950°C 以上での減少はほとんど粒内析出を伴っていないのが特徴的である。

つぎに試料を 1200°C に 1 hr 加熱後水冷、空冷、炉冷(7°C/min)し、700~1050°C の温度で時効し、粒界反応量を調べた。これらのおもな結果を Fig. 5~Fig. 7 に示す。図中比較のため直接焼入れの結果をも付記してある。まず時効のごく初期では Fig. 5 に示すように炉

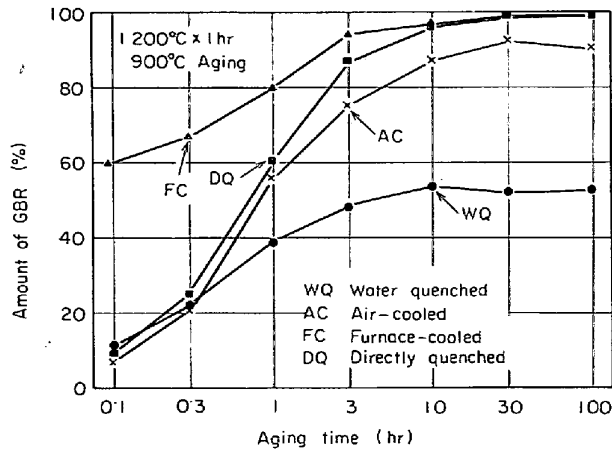


Fig. 6. Effect of cooling procedure on the grain boundary reaction (GBR) of 21-4 N steel solution-treated for 1 hr at 1200°C and aged at 900°C.

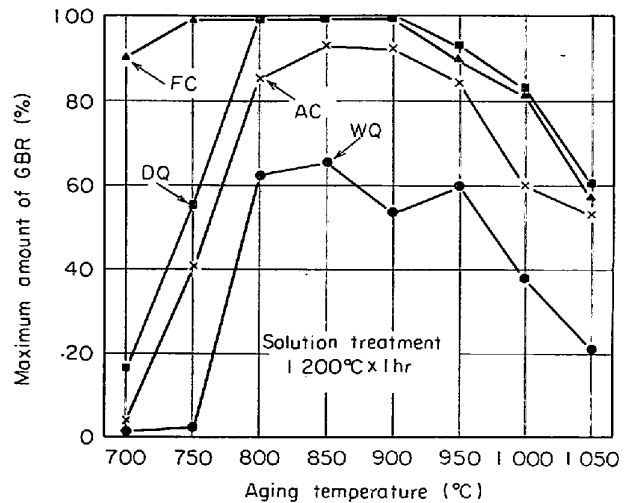


Fig. 7. Effect of cooling procedure on the maximum amount of the grain boundary reaction (GBR) of 21-4 N steel solution-treated for 1 hr at 1200°C and aged at various temperatures.

冷材を除けば水冷材の粒界反応量が最も多く、空冷、直接焼入れの順にその量は少ない。しかし、いずれの時効温度においても時効時間とともに時効初期のこの関係は逆転し、直接焼入材が最大の粒界反応量を示すようになり、空冷、水冷材の順にその量は少なくなる。800°C時効の場合はこのような傾向は Fig. 5 には出ていないが、さらに長時間でこのような傾向があらわれる。なお炉冷材は時効前すでに 50% 以上の粒界反応量を示すが、時効によりさらにその量は増加し、時効時間が長びくにつれて Fig. 6 に示すように直接焼入材と同程度の析出量になる。このように却冷法によつて粒界反応の発生に相違がみられたが、後述するように粒内析出にも相違がみられ、粒内析出が粒界反応になんらかの影響を及ぼしていることが示唆される。

Fig. 7 は各種冷却材の時効中に発生する最高の粒界反応量と時効温度の関係を示したものである。これより明らかに時効温度のいかんを問わず、溶体化温度からの冷却法により粒界反応量は著しい影響を受ける。まず空冷材と水冷材を比べると冷却速度のおそい空冷材では 850~900°C で最高約 90% の反応量を示す。水冷材では同時に微細な粒内析出もおこるため、粒界反応量は測定しにくいがおおよそ 800~950°C の間で 60% 前後の最高値を示し、この値は各種冷却材のうち最も小さい。また炉冷材の最高粒界反応量は 800°C 以上で直接焼入材とほぼ等しいが、他の冷却材と異なり、750°C では 100%、700°C でも約 90% 以上の高い値を示す。このことは炉冷材が時効前すでに 50% 以上の反応量を示しており、他の冷

却材と異質な点があると考えられるが、注目すべき点である。

3.2.2 時効組織

光学顕微鏡で時効組織を調べた結果、粒界反応量に多少の差は認められるものの、空冷材と直接焼入材ではその組織がほとんど等しい状態であつたのでまず水冷材と直接焼入材を比較し、そのあとで炉冷材について述べる。

Photo. 3 に 21-4N 鋼を 1200°C、1 hr 溶体化加熱後、750°C で 100 hr 時効した組織を示す。(a)は水冷材で粒内析出物が微細に出ており、粒界反応はみられな



Photo. 3. Microstructures of 21-4 N steel solution-treated for 1 hr at 1200°C and aged for 100 hr at 750°C. (a), (b) water-quenched, (c), (d) directly quenched.



Photo. 4. Microstructures of 21-4 N steel solution-treated for 1 hr at 1 200°C and aged for 8 hr at 900°C. (a), (b) water-quenched, (c) directly quenched.

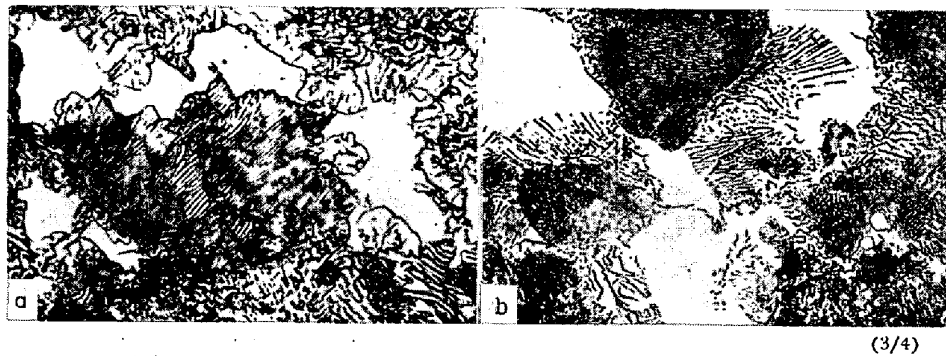


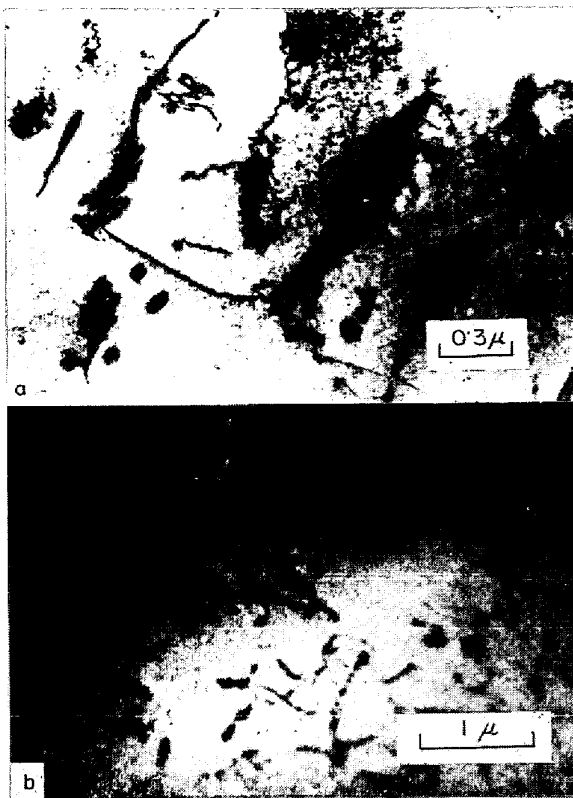
Photo. 5. Microstructures of 21-4 N steel solution-treated for 1 hr at 1 200°C followed by furnace cooling and aging for (a) 300 hr at 700°C ($\times 800$) and (b) 10 hr at 900°C. ($\times 400$)

い。(b)はこれを拡大したものである。これに比べ直接焼入材では(c)に示すように粒内析出と粒界反応がみられる。粒界反応は時効初期には粒内析出のないマトリクス内へと成長していくが、そのうち粒内析出も起こってくる。しかし、粒内析出が起こっても析出粒子間隔が水冷材に比べはるかに大きいため、粒界反応は(d)に示すようにすでに存在している粒内析出物の中に入りこんで成長を続ける。時効温度が700°Cに下がると、いずれの試料も粒内析出はさらに著しくなり、直接焼入材でも粒界反応量が激減することはすでに述べたとおりである。

一方時効温度が800°C以上になると水冷材でも粒界反応と粒内析出が共存するようになる。直接焼入材では粒内析出はほとんどみられず粒界反応のみとなる。Photo. 4は1 200°Cで溶体化加熱後900°Cで時効した場合の組織である。水冷材では(a)に示すように著しい粒内析出と粒界反応がみられる。ここにみられる粒界反

応は粒内析出がおこる前にあらわれたと考えられ、比較的層間隔は狭い。(b)に示す粒界反応は同一の試料内でみられた層間隔の広いもので、粒内析出物を侵食して成長しているようにみえるが、確かな証拠はない。また、Photo. 3(c)(d)に示した750°Cでの直接焼入材のように、すでに存在している粒内析出を包含しながら粒界反応が進行する場合もみられた。一方、直接焼入材では(c)に示すように粒界反応のみで粒内析出はほとんどみられない。

つぎにPhoto. 5に炉冷材の時効組織を示す。(a)は700°Cで300 hr時効した場合で、炉冷中に発生した粒界反応の先端にさらに時効によつて生じたと考えられる粒界反応がみられる。粒内析出は、わずかに認められたが粒子間隔はかなり大きく粒界反応にはほとんど影響を与えていないようである。(b)は900°Cで3 hr時効した組織で、その状態は700°Cの場合とほとんど等しい。この場合も粒内析出はほとんどない。



(a) As water-quenched after solution heating for 1 hr at 1200°C.
 (b) aged for 8 hr at 700°C.

Photo. 6. Transmission electron micrographs of 21-4 N steel.

このような時効によつて生ずる粒内析出物および粒界反応型析出物は、前述の炉冷中にみられた粒界反応と同様にすべて $M_{23}C_6$ 型であり、その方位はマトリックスとほぼ平行関係にあることが制限視野電子回折像により認められた。また主として水冷材にみられる粒内析出はマトリックスに均一に析出しているのではなく、ほとんどが転位上析出であつた。その一例を Photo. 6 に示す。(a)は 1200°C に 1 hr 保持後水冷したままのもので、Photo. 2 (a)と比較すれば明らかなように、炉冷材にくらべはるかに転位密度は大であることがわかる。(b)は水冷材を 700°C で 8 hr 時効した組織を示し、これより転位上析出は明らかで、マトリックス均一析出はみられない。

3.2.3 粒界反応と粒内析出

前節までの結果より、溶体化温度からの冷却速度が速いほど粒界反応量は減少し、粒内析出が顕著となることが明らかとなつた。そこで粒界反応と粒内析出の関係をさらに詳しく調べる目的で、水冷材と直接焼入材につき各時効温度での粒内析出の開始時間を硬度変化により調べ、粒界反応と比較した。なお念のため、2~3 の試料につき粒内析出の開始時間を透過電顕により確かめたと

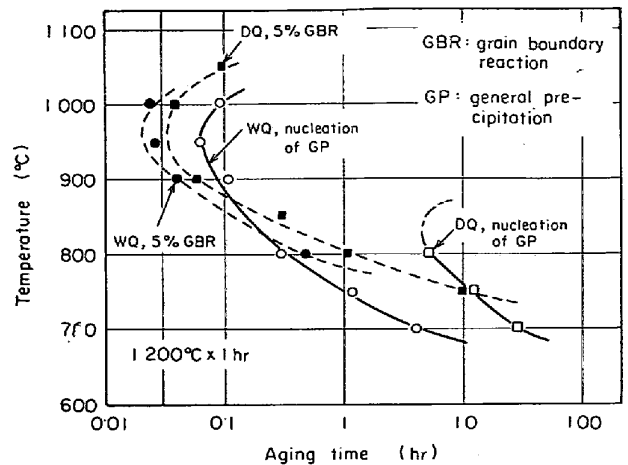


Fig. 8. Relation between the grain boundary reaction and the general precipitation of 21-4 N steel after solution heating for 1 hr at 1200°C.

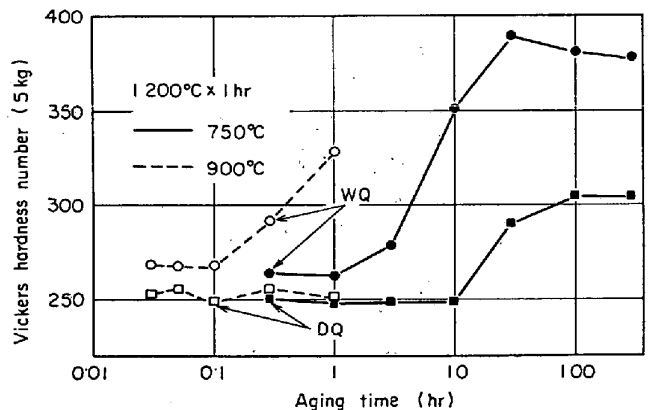


Fig. 9. Change in matrix hardness of specimens solution-treated at 1200°C and aged at 750°C and 900°C.

ころ、硬度変化から求めた開始時間とほとんど一致した。また粒界反応の開始時間は調べるのが困難であつたので、発生量 5%をもつて粒界反応の発生と成長のしやすさをあらわす 1 つの尺度とした。これらの結果を Fig. 8 に示す。

まず水冷材についてみると、ほぼ 800°C を境としてそれ以下では粒内析出の方が起こりやすく、前述のように 750°C 以下ではほとんど粒内析出のみで、粒界反応はあらわれない。800°C 以上では粒界反応が先に発生するが後に粒内析出もおこり、組織的には両者の共存状態となる。一方、直接焼入材では粒内析出の開始は水冷材よりもはるかに遅く、かつ 800°C 以上では粒内析出は硬度試験で認められなくなる。したがつて 800°C 以上では粒界反応のみ、それ以下では次第に粒内析出のほうが目立つようになる。また空冷材の粒内析出は直接焼入材よりやや速くまた粒界反応の開始はほとんど等しい。炉冷材

では時効前すでに相当量の粒界反応が起こっているため、同等には論じられないが、粒内析出は直接焼入材よりもさらに起こりにくく、そのため粒界反応が進行しやすい。

つぎに水冷材と直接焼入材につき、時効による粒内析出状態の変化を、粒界反応の生じていないマトリックスの硬度を測定することにより調べた。Fig. 9 にその一例として 750°C および 900°C の場合を示す。まず 750°C の場合をみると、水冷材では粒内析出により著しい時効硬化が起こり、約 30 hr で最高硬度 Hv 390 に達する。一方、直接焼入材では粒内析出による時効硬化は遅く、約 100 hr で最高硬度 Hv 305 に達し、この値は水冷材にくらべはるかに低い。時効温度がさらに上昇して 900°C 程度になると、図中にみられるように水冷材ではやはり粒内析出による時効硬化は認められるが直接焼入材ではほとんど認められず、粒内析出が起こっていないことを示している。すなわち水冷材では時効温度のいかに問わず粒内析出による時効硬化が認められるが、直接焼入材では約 800°C 以上でほとんどこれが認められなくなる。

以上の実験結果より、21-4N鋼における時効中の粒界反応は溶体化温度からの冷却方法によつて大きく影響され冷却速度が遅いほど反応量は多くなることが明らかにされた。この理由として考えられることは、Fig. 9 や Photo. 4, Photo. 6 などから明らかのように、冷却速度が大なるほど、その後の高温時効による粒内析出が顕著になることである。粒内析出が粒界反応を抑制することは今までの報告にもみられ、粒内析出による溶質原子の過飽和度の低下¹³⁾¹⁴⁾や析出粒子による pinning force¹⁴⁾がその原因であるとされている。本実験の場合もこのようなことが原因して粒内析出が粒界反応を抑制したものと考えられる。

つぎに溶体化温度からの冷却速度が速いとなぜ粒内析出が顕著になるかが問題となるが、これは本実験結果 (Photo. 6) やその他の報告¹⁵⁾¹⁶⁾¹⁷⁾にもみられるように、 $M_{23}C_6$ 型析出物が時効により容易に転位上に析出し、かつマトリックスには均一に析出しにくいこと、さらに、Photo. 2 (a) と Photo. 6 (a) を比較すれば明らかのように、溶体化温度からの冷却速度が速いとそれだけ試料内の転位密度が大となることにより、容易に説明される。

結局 C や N を多量に含むオーステナイト系耐熱鋼において、溶体化後の熱処理のいかに問わず析出が起こる場合にはマトリックス内の転位密度が小さければ粒界反応型析出が起こりやすく、転位密度が高い場合には転位

上析出が主となるといえる。ただ同一の転位密度でも、Fig. 8 に示すように高温になると、粒界反応にくらべ転位上析出が相対的に困難となるため、それだけ粒界反応は起こりやすくなる。このような粒界反応型析出と転位上析出の関係は Fe-Zn 合金と Fe-Mo 合金を比較した場合にもいえることが HORNBOGEN¹⁸⁾ により報告されている。

以上主として 21-4N 鋼の粒界反応におよぼす冷却方法の影響について調べたが、非鉄合金などでは粒界反応は粒内析出の後に起こることがしばしばみられる¹⁹⁾ので、粒内析出と粒界反応の関係については、さらに詳しく検討する必要がある。

5. 結 言

高 C, N を含むオーステナイト耐熱鋼の粒界反応におよぼす溶体化温度からの冷却方法の影響について調べた。得られた結果はおおよそつぎのとおりである。

1) 多量の C や N を含むオーステナイト耐熱鋼を溶体化温度から炉冷すると、冷却中に著しい粒界反応が生ずる。このとき粒内析出は生じていない。また粒界反応量は溶体化温度 1200°C で最高となる。

2) 溶体化温度からの冷却方法は時効により発生する粒界反応に大きな影響をおよぼす。溶体化温度から塩浴中に直接焼入れし、そのまま時効した場合は 800°C 以上では粒界反応のみ生じ、750°C 以下では粒界反応と粒内析出がともに起こるが、温度の低下とともに粒内析出が顕著となり、粒界反応は急激に減少する。水冷材では 800°C 以上で粒界反応と粒内析出が共存し、750°C 以下ではほとんど粒内析出のみとなる。炉冷材は時効前すでに相当量の粒界反応が生じているが、700~1050°C の時効温度ではほとんど粒界反応しか生じない。空冷材は水冷材と直接焼入材の中間の挙動を示す。また、各時効温度で発生する粒界反応量は、溶体化温度からの冷却速度が大なるほど少なくなるのに対し、粒内析出は冷却速度が大きいほど著しくなる。

3) 21-4N鋼にあらわれる粒界反応型析出物はすべて $M_{23}C_6$ 型であり、その方位はマトリックスとほぼ平行関係にある。粒内析出も粒界反応型析出と同様で、この場合は主として転位上に析出する。

4) このような冷却方法の粒界反応への著しい影響は、つぎのように説明される。まず $M_{23}C_6$ 型析出物は転位上に優先析出し、マトリックスには均一に析出しにくいこと、さらに冷却速度とともに転位密度が増加することから、粒内析出は冷却速度が大なるほど顕著となる。このように粒内析出が起こるとマトリックス中の溶質原子

濃度が低下するとともに粒界反応界面に対する pinning force が生じ、その結果粒界反応は抑制されるものと考えられる。

5) 結局 21-4N 鋼での $M_{23}C_6$ 型析出物の析出形態は、粒界や双晶境界での析出のほかに粒界反応型析出と転位上析出とがあり、粒内の転位密度がきわめて低い場合は粒界反応型析出が生じやすくなり、逆に転位密度が高い場合は粒界反応型析出が抑えられ、転位上析出(粒内析出)が起こりやすい。

終わりに臨み、試料の溶解、加工、分析などご援助いただいた金属材料技術研究所の関係各位ならびに当時卒研究生であつた小沢幸雄氏に深謝する。

文 献

- 1) K. J. IRVINE, D. T. LLEWELLYN, and F. B. PICKERING: JISI, 199 (1961), p. 153
- 2) 嵯峨, 宮川, 相原, 末吉: 材料, 14 (1965), p. 15
- 3) C. M. HSIAO and E. J. DULIS: Trans. ASM, 49 (1957), p. 655
- 4) 武田, 永井: 学振耐熱金属材料委員会報告(1961), p. 79
- 5) C. M. HSIAO and E. J. DULIS: Trans. ASM, 52 (1960), p. 855
- 6) 嵯峨, 宮川, 相原, 末吉: 材料, 15(1966), p.10
- 7) A. G. ALLTEN, A. G. Y. CHOW, and A. SIMON: Trans. ASM, 46 (1954), p. 948
- 8) 岡本, 田中, 藤本: 学振耐熱金属材料委員会報告, (1962), p. 1
- 9) 吉田, 小池, 依田: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 141
- 10) 嵯峨, 宮川, 小林, 藤代: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 55
- 11) 小林, 宮川, 嵯峨, 藤代: 鉄と鋼, 58(1972), p. 751
- 12) 小林, 山本, 宮川, 嵯峨, 藤代: 鉄と鋼, 58(1972) p. 859
- 13) A. R. ENTWISLE and J. K. WYNN: J. Inst. Metals, 89 (1960-61) p. 24
- 14) H. KREYE: Z. Metallkde., 62 (1971), p. 556
- 15) M. H. LEWIS and B. HATTERSLEY: Acta Met., 13 (1965), p. 1159
- 16) F. B. BECKITT and B. R. CLARK: Acta Met., 15 (1967), p. 113
- 17) L. K. SINGHAL and J. W. MARTIN: Acta Met., 16 (1968), p. 1159
- 18) E. HORNBOKEN: Z. Metallkde., 56(1965), p. 133
- 19) 日本金属学会編: 新版「転位論」(1971), p. 344 丸善