

hr のバナジウムアタック試験を行なった。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) HN 13, HN 913 とも 1000~1200°C における振り回数は 5.4~9.6 回であり、従来のこのクラスの鋼種と同程度の高温加工性を有する。

(2) 2~3%Cu の添加はクリープ破断曲線の傾斜をゆるやかにし、長時間強度を向上させる。

(3) Mo および Nb 量を多くするとクリープ破断強度はかえって減少する。

(3) 316 鋼にくらべ HN 13 は 1.4 倍, HN 913 は 1.8 倍の強度を有する。

(5) 対 V₂O₅ 耐食性は HN 13 のほうがすぐれているが, HN 913 でも 316 鋼と同等以上の耐食性を有する。

文 献

- 1) 高橋, 他: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 625
- 2) SASAKI, et al.: Proc. Eighth Japan Congress Test. Materials, (1965), p. 46

(173) 高 Mn 耐熱鋼 10M6N 系合金の高温特性におよぼす Nb の影響と Grain Boundary Reaction について

金属材料技術研究所

○吉田平太郎・小池喜三郎・工博 依田連平
On the Grain Boundary Reaction of 10M6N Type Alloys and Effects of Niobium on the High Temperature Properties of This Type Alloys.

Heitaro YOSHIDA, Kisaburo KOIKE and Dr. Renpei YODA.

1. 緒 言

クリープ強度がすぐれ、鍛造も容易であり、かつ経済的な耐熱鋼を得るための研究を進めた結果、著者らは多量の Mn と N を含有せしめることにより、上記の目的に沿った高 Mn 耐熱鋼 10M6N 合金 (10%Mn, 6%Ni, 20%Cr, 2%Mo, 2.5%W, 1%Nb, 0.2%C, N>0.6%, 残 Fe) を見出した¹⁾。ところで高窒素 25%Cr-28%Ni 高耐熱鋼の高温強さは Mo および Nb の添加により著しく改善されることが報告されている²⁾。本報告では 10M6N 系合金の高温特性に対する Nb の影響と、この系の合金に見られる Grain Boundary Reaction (粒界析出反応以後 G. B. R. と略す) について得られた 2, 3 の知見について述べる。

2. 試料および実験方法

大気中高周波誘導炉を用い、Nb を除く 10M6N 合金を 5 kg 溶解し、その半分を鑄込み、残りの溶湯に 1%Nb を添加して鑄込んだ。

得られた鑄塊は 1200°C で鍛造し、

Table 1. Chemical composition of alloys.

Alloy	Element									Fe
	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Nb	C	N		
								S, N I, N	T. N	
Nb 0	9.85	5.88	19.45	2*	2.39	—	0.26	0.588 0.022	0.610	Bal
Nb 1	10*	6*	20*	2*	2.5*	1.0*	0.27	0.455 0.115	0.570	Bal

* Charged composition

1200°C, 1 hr 加熱水冷の溶体化処理を施した。Nb を含まぬ合金を Nb 0 合金, 1%Nb を添加した合金を Nb 1 合金と名づけることにする。合金の化学組成を Table 1 に示す。Nb 添加により S. N. (可溶窒素) が減少し, I. N. (不溶窒素) が増すことが知られる。溶体化試料を用い, 650, 700, 750°C で 250 hr までの時効硬化性試験, 700°C, 26 kg/mm² と 20 kg/mm² でのクリープ破断試験, 常温および 700°C で短時間引張試験, さらに 700~1200°C で鍛造性試験を行ない, 時効硬化性, クリープ破断などの高温諸特性におよぼす Nb の影響を検討するとともに, 種々の熱処理をほどこした試料を用い, G. B. R. につき詳細に追求した。

3. 実験結果および考察

3.1 時効硬化性試験

Fig. 1 は 650, 700, 750°C の時効硬度におよぼす Nb の影響を示したもので, Nb 1 合金はいずれの温度においても, 250 hr では硬化の途上であり, その硬化量は V. H. N. で約 30~40 程度で, 時効温度の相違による硬化挙動の差違はあまり認められない。しかし Nb 0 合金の 650, 700, 750°C における硬化量はそれぞれ V. H. N. で約 40, 100~110 でいずれの時効温度においても Nb 1 合金より硬化し, 700, 750°C ではその傾向が顕著で, 750°C, 250 hr ではすでに軟化の過程にあると考えられる。時効後の各合金の組織は, 硬化量の大きいものほど, 粒界, 粒内および subboundary での析出が多くみられ, 硬化挙動と対応している。以上の事実から Nb はこの系の合金の時効硬化性を抑制することがわかるが, Nb 添加による S. N. の減少が一因と考えられる。

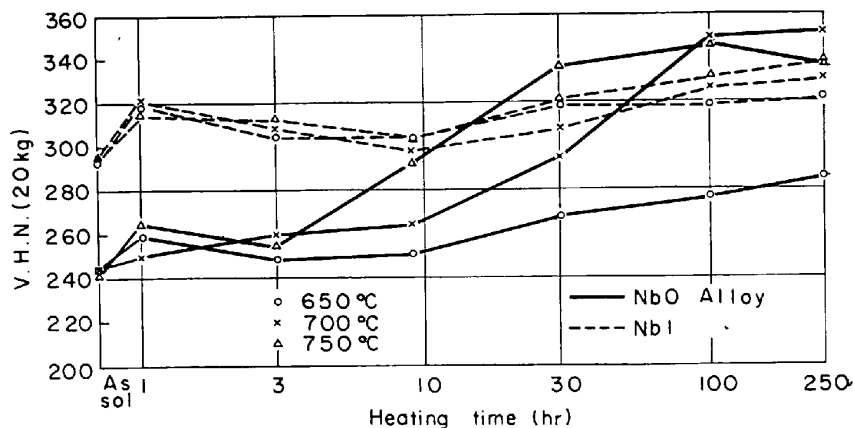


Fig. 1. Effect of niobium on age hardness of 10M 6 N type alloys.

Table 2. Effect of niobium and solution temperatures on the grain size and hardness.

Alloy	Grain size, hardness	Sol. temp. (°C)				
		1100	1150	1200	1250	1300
Nb 0	G. S.	5~6	4~5	4	2~3	2
	H.	258	247	242	236	233
Nb 1	G. S.	>8	>8	7~8	6~7	3~4
	H.	305	299	294	269	263

Table 3. Effects of niobium on the short time tensile properties of solution-treated 10M6N type alloys.

Alloy	Room temperature		700°C	
	T. S. (kg/mm ²)	Elong. (%)	T. S. (kg/mm ²)	Elong. (%)
Nb 0	92.6	55.5	54.6	22.6
Nb 1	91.5	33.5	58.3	21.9

Table 2 は 1150~1300°C を 50°C 間隔で各 30 min 加熱した場合の両合金の結晶粒度と硬度を示したもので、両合金とも溶体化温度が高まるにつれ、結晶粒は生長し、硬度は低下するが、溶体化温度が同じ場合、Nb 添加により結晶粒は微細化され、硬度が増大することが認められる。

3.2 鍛造性試験

Fig. 2 は変形抵抗におよぼす Nb の影響を示したもので、いずれの温度においても Nb 1 合金は Nb 0 合金にくらべ、変形抵抗が大きいが、低温ほどその傾向が顕著であることが知られる。

3.3 短時間引張試験

Table 3 は常温および 700°C の短時間引張試験結果で常温の抗張力は Nb の有無にかかわらず大差ないが、700°C では明らかに Nb を含むものはすぐれている。一方破断伸びは常温では Nb 1 合金は Nb 0 合金にくらべかなり少ないが、700°C ではほぼ同程度になる。このように Nb の強化作用は高温側で著しいことが知られる。

3.4 G. B. R. について

Photo. 1 (a) (b) は 1200°C で溶体化処理し、800°C、4 hr 加熱した Nb 0、Nb 1 合金の組織で Nb 添加により結晶粒が著しく微細化し、G. B. R. が抑制されること、および Photo. 1 (a) から G. B. R. は粒界の多重点で生成しやすく、また通常の粒界、まれには粒内にも生成することが知られる。ところでこの G. B. R. は Photo. 1 (c) から knick の認められる粒界に生じやすいことがわかるが、これは粒界と双晶の交点から生成したものである。また Photo. 1 (d) は粒内に生成した G. B. R. を示したもので、双晶と双晶の交点を発生源としていることがわかる。

以上の事実からこの系の G. B. R. は粒界の多重点、粒界と双晶の交点、双晶と双晶の交点など

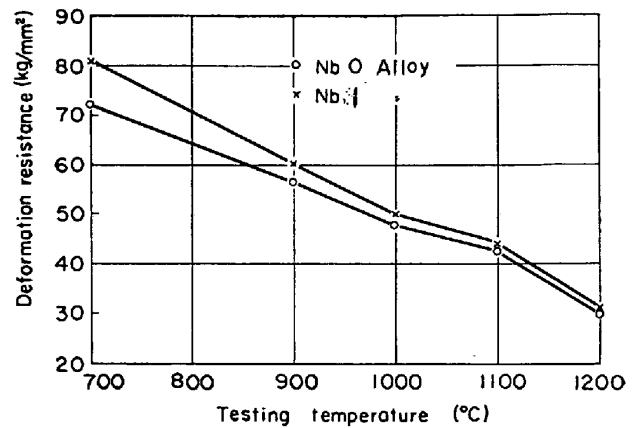


Fig. 2. Effect of niobium on the deformation resistance of 10M6N type alloys.

の格子の乱れている所で生成しやすいことが明らかにされた。

Photo. 1 (e) は 800°C、50 hr 時効した Nb 0 合金の組織で、ほぼ 3 方位を有する滑り線上の析出が認められるが、このような析出は Nb 1 合金にはほとんどみられない。

ところで Nb 0、Nb 1 合金には硬度測定の際、cone の周辺に滑り線が生ずるが、Nb 0 合金では顕著である。そしてその滑り線の方位関係と Photo. 1 (e) に見られ



a) Nb 0 800°C x 4h x100 b) Nb 1 800°C x 4h x100
 c) Nb 0 800°C x 4h x400 d) Nb 0 800°C x 4h x1000
 e) Nb 0 800°C x 50h x1000 f) Nb 0 900°C x 20min x 250

Photo. 1. Microstructures of aged Nb 0, Nb 1 alloys.

る析出の生じた滑り線の方位関係はほぼ同様である。以上の事実から cone の周辺に見られる機械的に生ぜしめた滑り線と溶体化状態で存在していたと考えられる滑り線の生成の難易と方向性は対応することが知られる。

Photo. 1 (f) は溶体化した Nb 0 合金を硬度測定後、900°C で 20

min 加熱した場合の組織で cone の周辺に、G. B. R. が認められるが、同様の現象は Nb 1 合金にも見られ、応力により G. B. R. の生成が促進されることが知られる。

Photo. 2 (a), (b), (c) は 10M6N 合金の鍛造比を約 1.5, 4, 9 と変え 1250°C で溶体化処理後、900°C で 1 hr 加熱した試料の組織で、鍛造比が増すにつれ、Nb(C, N) および生成する G. B. R. は鍛造方向にほぼ平行に並らぶようになることがわかる。したがって Nb を含む 10M6N 合金の G. B. R. の生成に対し、Nb(C, N) が関与する可能性のあることが推定される。ところで結晶粒界上の Nb(C, N) が、G. B. R. の発生源となることが考えられるので、電顕で検討したが、そのような挙動はあまり認められなかつた。また Photo. 2 (c) から知られるように Nb(C, N) の存在するところでは一般に細粒になりやすく、G. B. R. は細粒の存在するところで生成しやすい。これは細粒が粗粒より粒界の歪エネルギーが大きいためであろう。

3.5 クリープ破断試験

Fig. 3 は Nb 0, Nb 1 合金のクリープ破断特性におよぼす Nb の影響を示したもので、図中付記した数値は破断伸びであり、両合金とも破断寿命が増すと破断伸びは減少するが、26 kg/mm², 20 kg/mm² いずれの場合にも Nb 0 合金は Nb 1 合金にくらべ著しい破断伸びの減少が認められる。これは 3.1 に述べたように Nb 0 合金は Nb 1 合金より、析出による硬化が顕著で、そのため静的靱性の劣化を生ずることによるものと考えられる。また Nb 1 合金は Nb 0 合金に比べ、いずれの試験条件においてもすぐれた破断寿命を示す。

Nb 添加により、破断寿命、破断伸びの両特性が改善される理由は、時効硬化性の抑制、G. B. R. の抑制から知られる組織の定定化、溶体化硬度の増大、高温における抗張力、変形抵抗の増加、結晶粒の微細化などによるものである。

4. 結 言

Nb を含まぬ 10M6N 合金を基準組成とし、5 kg を

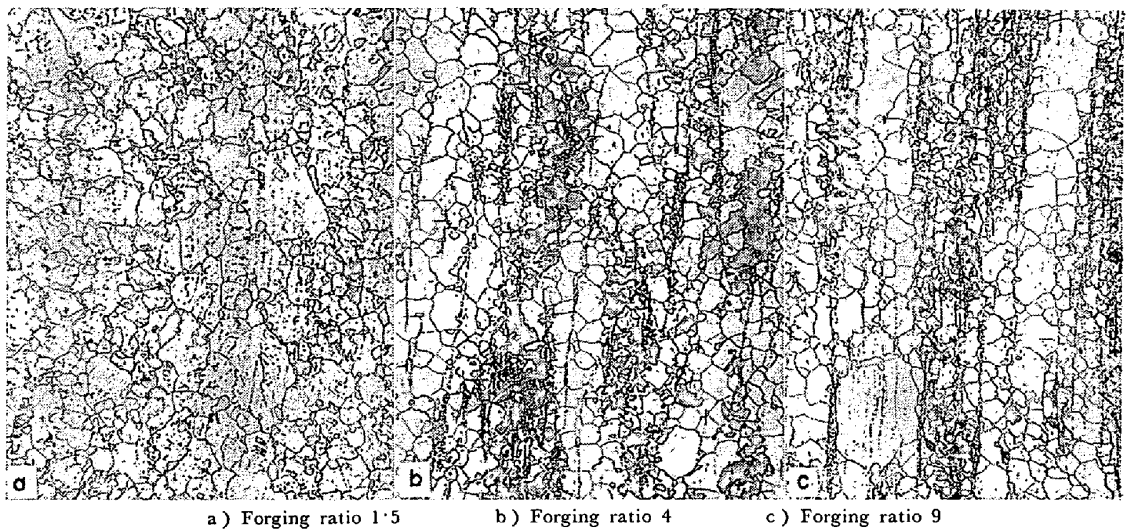


Photo. 2. Microstructures of 10M6N type alloys heated for 1hr at 900°C.

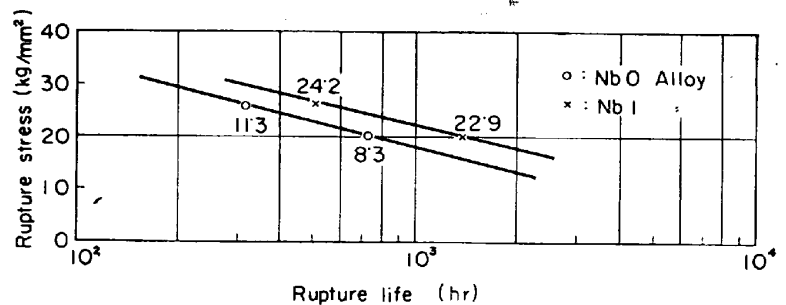


Fig. 3. Effect of niobium on the creep rupture properties at 700°C.

溶解してその半分を鋳込み、残りの溶湯に 1% の Nb を添加して、これら両合金を用い、10M6N 系合金の高温特性におよぼす Nb の影響と G. B. R. につき若干の考察を加えた。

得られた結果は次のごとくである。

1) Nb 添加により、結晶粒の微細化、溶体化処理状態の硬度の増大、時効硬化性、G. B. R. の抑制などの効果が得られる。またクリープ破断寿命、クリープ破断伸びはともに改善される。

2) G. B. R. は粒界の多重点、双晶と粒界の交点、双晶と双晶の交点などの格子の乱れているところで生成しやすい。また応力によりその生成が促進される。

文 献

- 1) 依田, 吉田, 小池: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 1152
- 2) 岡本, 田中, 藤本: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 613