

超超臨界圧用高強度オーステナイト鋼の クリープ破断強度に及ぼす Nb, Ti 及び C 量の影響

菊池 正夫*・榊原 瑞夫*²・乙黒 靖男*³
橋本 勝邦*⁴・三村 裕幸*⁵・藤田 利夫*⁶

Effect of Nb, Ti and C Contents on Creep Rupture Strength of High Strength Austenitic Heat Resisting Steel Developed for Ultra Super Critical Pressure Boiler Tubes

Masao KIKUCHI, Mizuo SAKAKIBARA, Yasuo OTOGURO,
Katsukuni HASHIMOTO, Hiroyuki MIMURA and Toshio FUJITA

Synopsis :

The effect of Nb, Ti and C contents on the creep rupture strength of a 20Cr-25Ni austenitic steel developed for ultra super critical pressure boiler tubes, has been investigated from metallographic viewpoints.

In the case where only Nb was added, the creep rupture strength of the steel reached its maximum when the contents of Nb and C coincided with the NbC solubility curve and the stoichiometric ratio of NbC. When Ti was added together with Nb, the creep rupture strength of the steel was higher than if only Nb was added, and the strength was maximized by adding to the steel, maximum amounts of Nb and Ti which could be dissoluable at the solution treatment temperature. These results were explained by the fact that fine Nb(C, N) and Ti(C, N), precipitated in the early stage of creep, subsequently induced a uniform and fine precipitation of $M_{23}C_6$ which was delayed in coalescence and growth.

Key words : creep ; metallography ; precipitation ; steel for elevated temperature service ; alloying element.

1. 緒 言

エネルギー価格の高騰から、最近の火力発電においては、高効率化をめざして蒸気条件を高温・高圧化した超超臨界圧発電プラントの開発が進められている。このプラントの実現には、高温・高圧に耐えられる材料の開発が不可欠である。特に、ボイラの過熱器管等の高温・高圧部に使用される材料として、従来よりも高温強度が高く、かつ耐高温腐食性に優れた鋼が求められている¹⁾。

この超超臨界圧ボイラ用材料として、著者ら²⁾は 700°C、10 万 h 9 kgf/mm² 以上クリープ破断強度を有す

る高強度オーステナイト鋼 (20Cr-25Ni 系) を開発している。本研究は、この 20Cr-25Ni 系オーステナイト鋼のクリープ破断強度に及ぼす Nb, Ti および C 量の影響と金属組織について検討したものである。

オーステナイト系耐熱鋼のクリープ破断強度は炭化物の析出挙動と密接に関連しており³⁾、Nb および Ti の添加は炭化物の析出状態を均一微細にし、クリープ破断強度を高めることが知られている⁴⁾。しかしながら、Nb および Ti の最適添加量あるいは Nb, Ti による炭化物微細化の機構については、まだ不明な点が多く残されている。

昭和 59 年 10 月・60 年 4 月本会講演大会にて発表 平成元年 11 月 9 日受付 (Received Nov. 9, 1989)

- * 新日本製鉄(株)ステンレス・チタン研究センター 工博 (Stainless Steel & Titanium Research Lab., Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)
- *² 新日本製鉄(株)ステンレス・チタン研究センター (現:新日本製鉄(株)光技術研究部) (Stainless Steel & Titanium Research Lab., Now Hikari R & D Lab., Nippon Steel Corp.)
- *³ 新日本製鉄(株)厚板・条鋼研究センター (現:群馬大学) 工博 (Plate, Bar, Shape & Wire Rod Research Lab., Nippon Steel Corp., Now Gunma University)
- *⁴ 新日本製鉄(株)厚板・条鋼研究センター 工博 (Plate, Bar, Shape & Wire Rod Research Lab., Nippon Steel Corp.)
- *⁵ 新日本製鉄(株)鋼管研究センター (Pipe & Tube Research Lab., Nippon Steel Corp.)
- *⁶ 東京大学名誉教授 工博 (Professor Emeritus, The University of Tokyo)

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

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	B	N
1	0.053	0.51	1.03	0.006	0.003	25.1	20.0	1.53	0.18	—	0.007	0.050
2	0.051	0.47	1.00	0.004	<0.001	25.0	19.9	1.52	0.34	—	0.005	0.060
3	0.099	0.52	1.03	0.004	0.002	24.8	19.0	1.54	—	—	0.005	0.043
4	0.093	0.51	1.03	0.006	0.003	25.1	20.0	1.53	0.18	—	0.007	0.050
5	0.100	0.47	1.00	0.004	<0.001	25.0	19.9	1.52	0.34	—	0.005	0.060
6	0.160	0.47	1.02	0.002	<0.001	25.1	20.2	1.52	0.11	—	0.005	0.056
7	0.150	0.47	1.00	0.002	<0.001	25.0	20.2	1.63	0.21	—	0.005	0.044
8	0.101	0.53	1.03	0.020	0.002	25.6	21.5	1.48	0.11	0.06	0.005	0.058
9	0.097	0.50	1.04	0.019	0.002	25.6	20.9	1.48	0.20	0.10	0.004	0.060
10	0.096	0.51	1.07	0.020	0.002	25.7	20.8	1.45	0.27	0.06	0.005	0.054
11	0.100	0.50	1.02	0.004	0.003	24.9	19.9	1.52	0.08	0.24	0.005	0.040
12	0.100	0.50	1.03	0.007	0.003	25.0	19.9	1.52	0.18	0.23	0.004	0.041
13	0.100	0.54	1.04	0.006	0.003	25.9	20.0	1.57	0.32	0.25	0.006	0.042
14	0.083	0.50	1.02	0.004	0.002	24.5	19.4	1.47	—	—	0.004	0.061
15	0.063	0.50	1.05	0.004	0.002	24.9	20.0	1.49	0.15	—	0.005	0.064
16	0.066	0.52	1.01	<0.002	<0.001	24.8	20.3	1.48	0.37	—	0.006	0.062
17	0.075	0.52	1.03	0.004	<0.001	24.4	19.4	1.46	0.25	0.06	0.009	0.058
18	0.074	0.50	1.05	0.003	0.001	24.7	19.4	1.46	0.15	0.16	0.005	0.045
19	0.070	0.49	1.05	0.004	0.001	25.1	20.1	1.49	0.25	0.16	0.005	0.065
20	0.080	0.52	1.02	<0.002	0.001	24.9	20.4	1.51	0.15	0.26	0.005	0.054
21	0.080	0.54	1.03	<0.002	0.001	25.2	20.3	1.45	0.27	0.26	0.005	0.053
22	0.077	0.52	1.03	<0.002	0.002	24.9	20.1	1.46	0.35	0.27	0.005	0.044

2. 実験方法

実験には Nb, Ti および C 量を種々に変化させた 22 種類の 20Cr-25Ni 系オーステナイト鋼を用いた。化学組成を Table 1 に示す。固溶化熱処理は 1250°C (1523 K) で 30 min 行い、その温度から水冷した。なお、いずれの鋼も平均結晶粒径はほぼ 200~300 μm であり、鋼種間の差は比較的小さかった。クリープ破断試験は 750°C (1023 K) で行い、Larson-Miller パラメーター⁵⁾ (C = 20) を用いて 700°C (973 K) × 10⁵ h クリープ破断強度を求めた。また、700°C (973 K) において 1000 h までの時効処理を行い、ピッカース硬さ (荷重 1 kg) の変化を求めた。さらに、クリープ破断材および時効材について、光学顕微鏡および透過電子顕微鏡組織観察ならびに抽出残渣の X 線回折を行った。

3. 実験結果

3.1 クリープ破断強度に及ぼす Nb および C 量の影響

Fig. 1 に、20Cr-25Ni 鋼の 700°C (973 K) × 10⁵ h クリープ破断強度に及ぼす Nb および C 量の影響を示す。図中の曲線は固溶化熱処理温度における NbC の溶解度曲線を成田ら⁶⁾ のオーステナイト鋼における溶解度積の式から求めたもの、そして一点鎖線は NbC の化学量論比 (重量比で 7.75) を示したものである。この結果によると、20Cr-25Ni 鋼のクリープ破断強度は NbC の溶解度曲線上の組成で高くなり、これより過剰あるいは少ない Nb および C 量の時には低くなる。さらに、溶解度曲線上の組成の鋼においては、NbC の化学量論比に対応する Nb, C 量の付近で最大のクリープ破断強度を示す。

これらの結果と金属組織との対応を明らかにするため

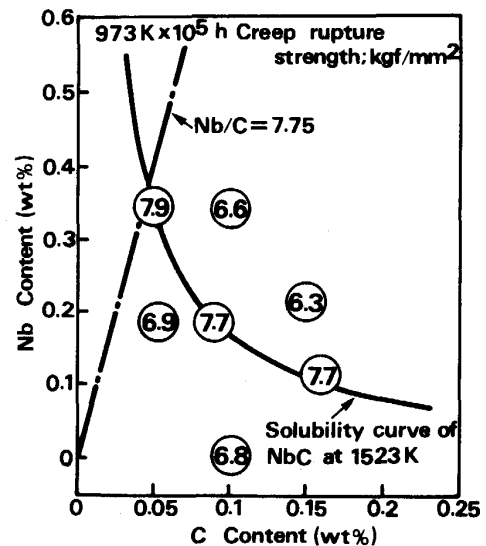


Fig. 1. Effect of Nb and C contents on 10⁵ h creep rupture strength at 700°C of 20Cr-25Ni austenitic steel.

に、まず、C 量を 0.1% 一定とし、Nb 量を 0, 0.18, 0.34% と変化させた 3 種類の鋼について、700°C (973 K) での時効による硬さ変化、光学顕微鏡および透過電子顕微鏡組織を比較した。Fig. 2 は 700°C (973 K) 時効による硬さ増加量の変化を比較したものである。Nb 量が増すほど初期の時効硬化は抑制されている。また、0%Nb および 0.34%Nb 鋼では 100 h で硬さ増加量は飽和するが、0.18%Nb 鋼では 1000 h 経過後もなお硬化しつづける。Photo. 1 に、これら 3 鋼種の固溶化熱処理ままおよび 700°C (973 K) × 1000 h 時効後の光学顕微鏡組織を示す。固溶化熱処理ままの状態では、0%Nb および 0.18%Nb 鋼にはほとんど析出物は認められず、両鋼はほぼ完全に固溶化されていることがわかる。これ

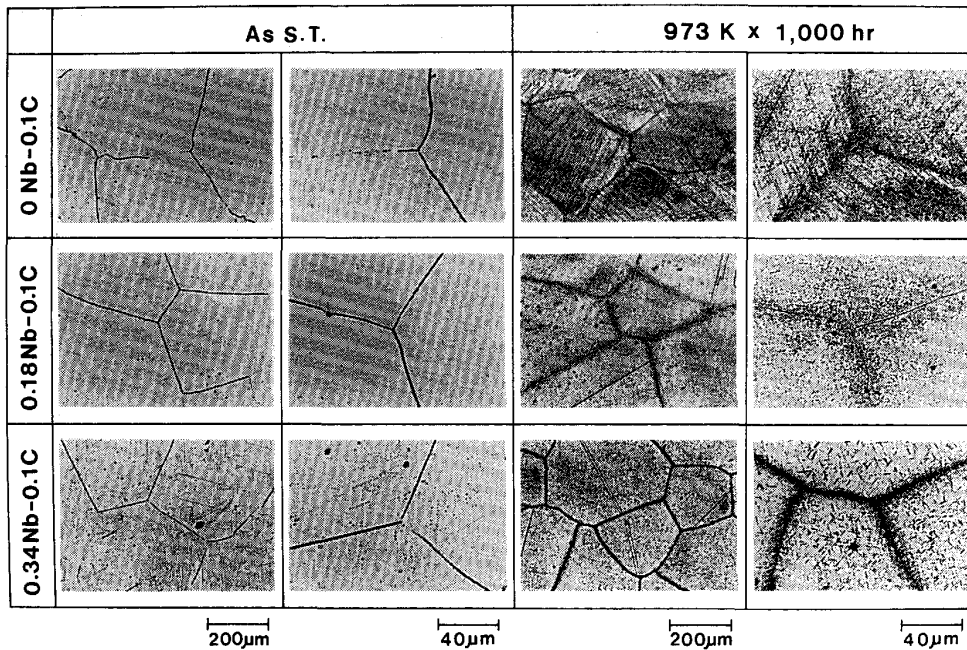


Photo. 1. Effect of Nb content on optical microstructures of 20Cr-25Ni-0.1C steel, as solution treated and after aging for 1 000 h at 700°C.

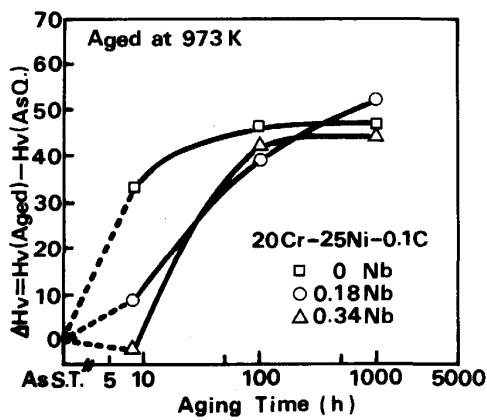


Fig. 2. Effect of Nb content on change in hardness during aging at 700°C of 20Cr-25Ni-0.1C steel.

に対し、0.34%Nb 鋼には固溶化熱処理によっても固溶しない未固溶析出物（抽出残渣の X 線回折の結果、Nb (C, N) と同定された。）が残存している。700°C (973 K) × 1 000 h 時効後には、溶解度曲線上の組成に対応する 0.18%Nb 鋼では析出物が粒内および粒界ともに均一微細に分布しているが、Nb 過剰の 0.34%Nb 鋼では粒界近傍に多数の粗大析出物と、粒内に粗大化した針状の析出物が見られ、0%Nb 鋼では析出物が列状に不均一分布している。これら 3 鋼種の 700°C (973 K) × 1 000 h 時効後の透過電子顕微鏡組織を Photo. 2 に示す。いずれ

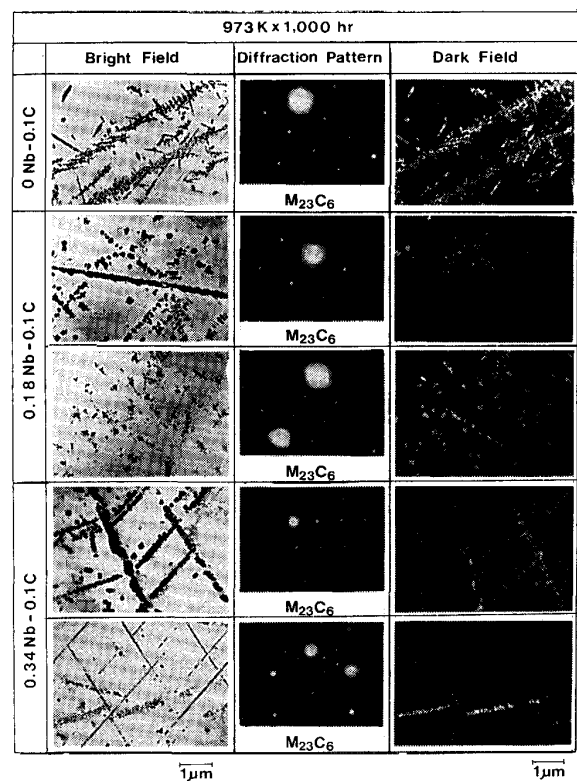


Photo. 2. Effect of Nb content on transmission electron microstructure of 20Cr-25Ni-0.1C steel after aging for 1 000 h at 700°C.

の鋼においても、主要な析出物は粒内、粒界ともに $M_{23}C_6$ であり、Photo. 1 の 0.34%Nb 鋼で見られた針状の析出物も数珠状に並んだ $M_{23}C_6$ であることがわかる。

次に、NbC の溶解度曲線上の組成の 3 鋼種について組織を比較した。Fig. 3 はこれら 3 鋼種の 700°C (973 K) 時効による硬さの増加量の変化を比較したものである。これによると、高 Nb, 低 C になるほど時効硬化速度は小さく、0.11%Nb-0.15%C 鋼では 100 h で既に過時効の傾向が見られるのに対して、0.18%Nb-0.1%C 鋼および 0.34%Nb-0.05%C 鋼では 1000 h 経過後も硬さはさらに増加しつづける傾向を示している。0.34%Nb-

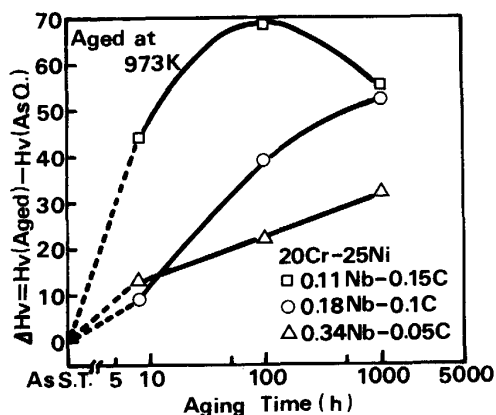


Fig. 3. Changes in hardness during aging at 700°C for 20Cr-25Ni steels whose compositions are on the NbC solubility curve.

0.05%C 鋼では特にその傾向が著しい。Photo. 3 には前記 3 鋼種の固溶化熱処理まゝおよび 700°C (973 K) × 1000 h 時効後の光学顕微鏡組織を示す。0.11%Nb-0.15%C 鋼は Photo. 1 の 0%Nb-0% C 鋼と、0.34%Nb-0.05%C 鋼は Photo. 1 の 0.34%Nb-0.1%C 鋼とそれぞれよく似た組織を呈しているが、Photo. 1 の組織と比較するといずれも析出物は微細でかつ分布も密である。

3.2 クリープ破断強度に及ぼす Nb および Ti 量の影響

Fig. 4 に、C 量を 0.1% とした時の 20Cr-25Ni 鋼の 700°C (973 K) × 10⁵ h クリープ破断強度に及ぼす Nb および Ti 量の影響を示す。図中の一点鎖線は、オーステナイト鋼における NbC および TiC の溶解度積^{6,7)} から、0.1% C とした時の固溶化熱処理温度における Nb および Ti の固溶限を求めたものである。従って、図中の斜線部は固溶化熱処理によっても未固溶の NbC あるいは TiC が残存し得る領域を示している。この結果によると、クリープ破断強度は Nb および Ti の固溶限を示す 2 本の直線の交点付近の組成で最も高くなり、Nb および Ti がこれより過剰でも、少なくとも低くなる。また、Nb 単独添加の場合よりも Ti を複合添加した場合の方がクリープ破断強度は高くなる。

Photo. 4 および 5 は Fig. 4 中の代表的な組成の鋼について、それぞれ、固溶化熱処理まゝおよび 700°C (973 K) × 1000 h 時効後の光学顕微鏡組織を比較して

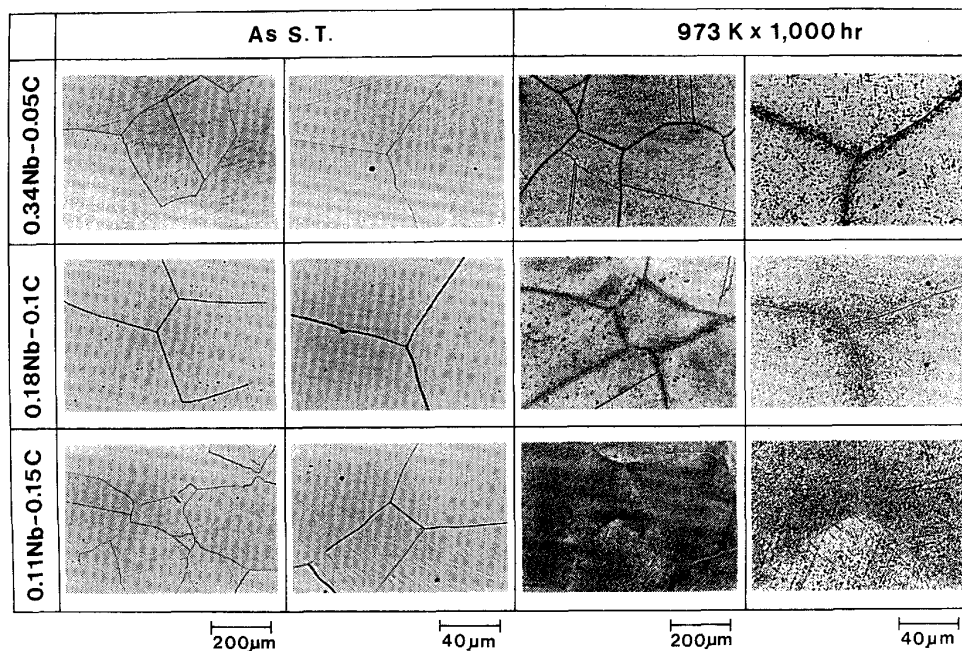


Photo. 3. Optical microstructures of 20Cr-25Ni steels whose compositions are on the NbC solubility curve, as solution treated and after aging for 1000 h at 700°C.

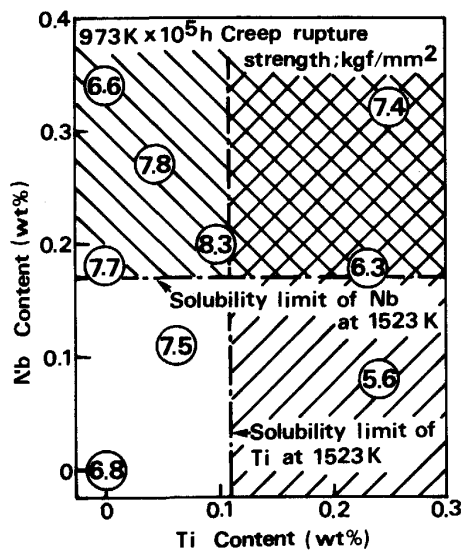


Fig. 4. Effect of Nb and Ti contents on 10^5 h creep rupture strength at 700°C of 20Cr-25Ni-0.1C steel.

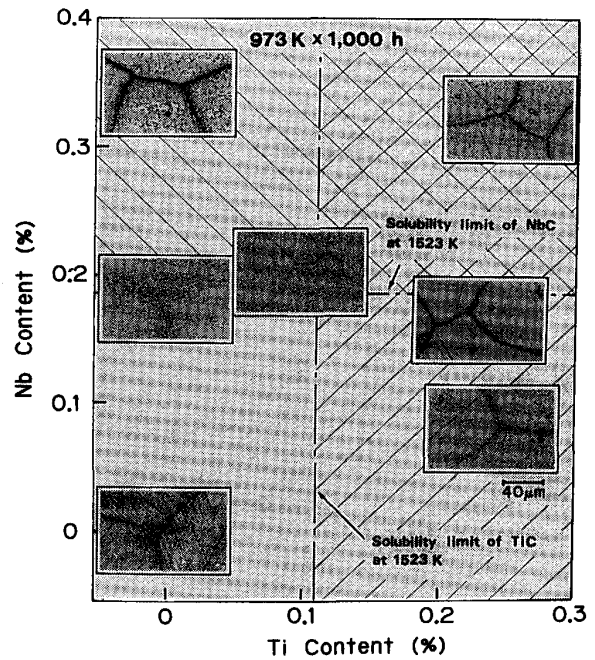


Photo. 5. Effect of Nb and Ti contents microstructure of 20Cr-25Ni-0.1C steel after aging for 1000 h at 700°C .

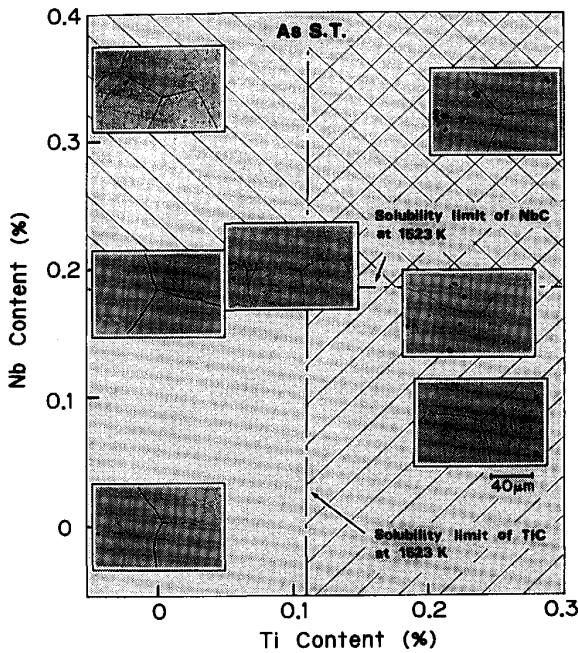


Photo. 4. Effect of Nb and Ti contents on optical microstructure of 20Cr-25Ni-0.1C steel as solution treated.

示したものである。固溶化熱処理のままの状態においては、固溶限以下の量の Nb および Ti を含む鋼には析出物がほとんど認められず、ほぼ完全に固溶化されているが、固溶限以上の量の Nb および Ti を含む鋼では未固溶の析出物が残存している。 700°C (973 K) \times 1000 h 時効後には、最高強度を示した $0.20\%\text{Nb}-0.10\%\text{Ti}$ 鋼では析出物が粒内、粒界ともに均一微細析出しているが、未固溶

析出物が残存していた Nb および Ti 過剰鋼では粒界近傍に多数の粗大析出物と、粒内に粗大化した針状の析出物が認められる。また、 $0\%\text{Nb}-0\%\text{Ti}$ 鋼では析出物が列状に不均一分布している。

ここで、各鋼の組織の時効時間依存性を比較する。まず、Fig. 4 中の各組成領域の代表として、 $0\%\text{Nb}-0\%\text{Ti}$ 、 $0.20\%\text{Nb}-0.10\%\text{Ti}$ および $0.32\%\text{Nb}-0.25\%\text{Ti}$ の 3 鋼種を選び、それらの組織変化を見た。Photo. 6 ではこれら 3 鋼種について、 700°C (973 K) 時効による光学顕微鏡組織の変化と抽出残渣の X 線回折結果を併せて比較した。 $0\%\text{Nb}-0\%\text{Ti}$ 鋼では、析出物は M_{23}C_6 のみであり、その分布は時効初期から不均一である。最高強度を示す $0.20\%\text{Nb}-0.10\%\text{Ti}$ 鋼では、時効初期に微細な Nb (C, N) および Ti (C, N) が析出し、長時間経過後には大部分の析出物は M_{23}C_6 となる。この M_{23}C_6 は粒内および粒界ともに均一微細に分布している。Nb および Ti が過剰の $0.32\%\text{Nb}-0.25\%\text{Ti}$ 鋼では、固溶化熱処理のままの状態に粗大な未固溶 Nb (C, N) および Ti (C, N) が存在し、長時間時効後には大部分の析出物はやはり M_{23}C_6 となる。この M_{23}C_6 は粒界近傍に多数析出し、粒内では針状となっており、いずれも粗大化している。Photo. 7 には、これら 3 鋼種の 700°C (973 K) \times 1000 h 時効後の透過電子顕微鏡組織を示す。いずれの鋼においても、主要な析出物は M_{23}C_6 であるが、それらは

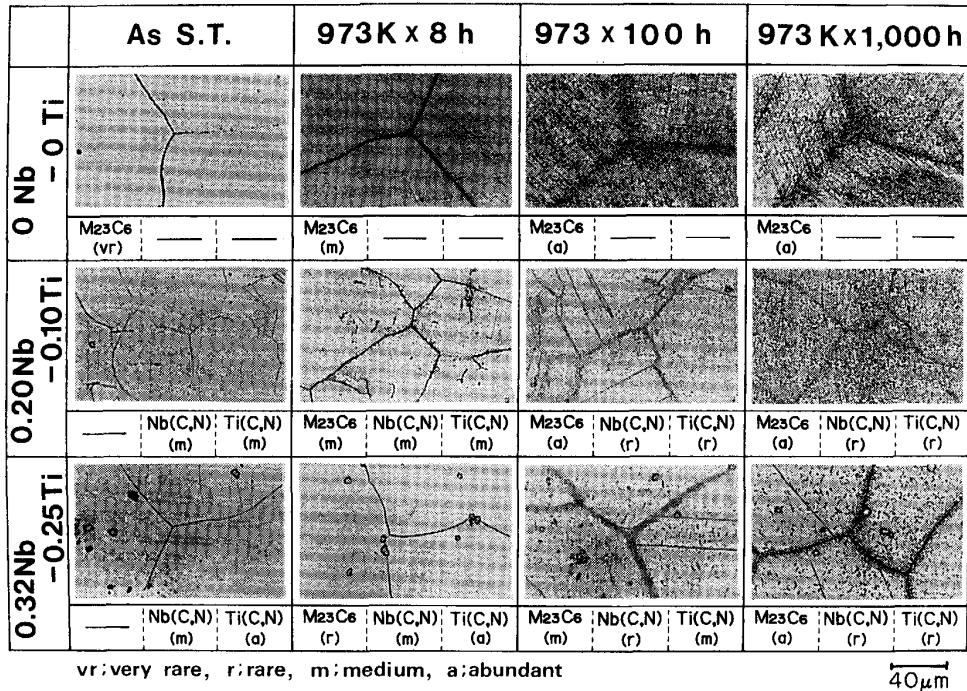


Photo. 6. Effect of Nb and Ti contents on change of optical microstructure of 20Cr-25Ni-0.1C steel during aging at 700°C, and correlative results of X-ray diffraction for each specimen.

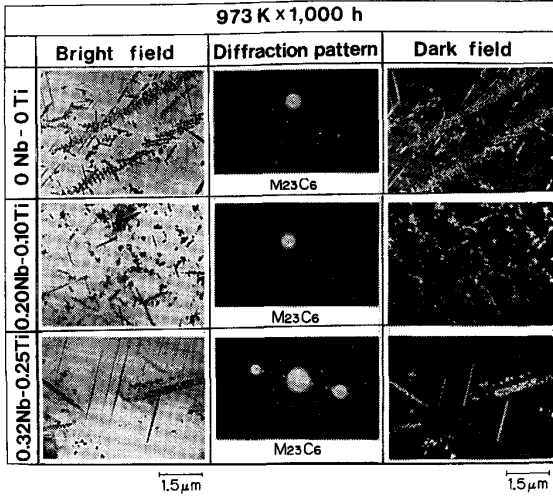


Photo. 7. Effect of Nb and Ti contents on transmission electron microstructure of 20Cr-25Ni-0.1C steel after aging for 1000 h at 700°C.

0%Nb-0%Ti 鋼では列状に不均一に分布し、0.20%Nb-0.10%Ti 鋼では粒内に均一微細に分布し、0.32%Nb-0.25%Ti 鋼では粗大で数珠状に並んで析出している。

4. 考 察

4.1 クリープ破断強度に及ぼす Nb および C 量の影響について

3.1 の結果から、20Cr-25Ni 系オーステナイト鋼のクリープ破断強度に及ぼす Nb および C 量の影響をまとめると、次のようになる。すなわち、

- (1) クリープ破断強度は、固溶化熱処理温度における NbC の溶解度曲線上の組成の時に高い値を示し、これより Nb および C 量が過剰でも、少なくとも低くなる。
- (2) 溶解度曲線上の組成の鋼では、NbC の化学量論比に対応する Nb, C 量でクリープ破断強度が最高になる。

これらの結果について以下で考察する。田中ら⁸⁾は、18-8 ステンレス鋼における M₂₃C₆ 炭化物の析出分散状態とクリープ破断強度の関係を調べ、炭化物の粒径とクリープ破断強度の間には直線関係が見られ、粒径が小さいほど、すなわち、M₂₃C₆ の析出状態が均一微細なほど、クリープ破断強度が高くなると報告している。今回の結果についても同様の説明が成り立つものと考えられる。まず、NbC の溶解度曲線上の組成では、Photo. 1 に見られるごとく、固溶化熱処理温度において Nb および C が完全に固溶しており、これらがクリープの初期に微細な Nb (C, N) として析出する。この Nb (C, N) が何らかの形でクリープの後期に析出する M₂₃C₆ の凝集粗大化を抑制し、長時間にわたってその均一微細で安定な析出状態を維持させるために、クリープ破断強度が高くなる。過剰の Nb および C を添加した場合には、

Photo. 1 に見られるように、固溶化熱処理によっても固溶しない粗大な Nb (C, N) が存在するため、クリープの初期に均一微細な Nb (C, N) の固相析出が起これにくく、上述のような $M_{23}C_6$ の均一微細化効果は期待できない。そのため、Photo. 1 および 2 で見られるように、長時間経過後に $M_{23}C_6$ の凝集粗大化が起これ、クリープ破断強度は低くなる。また、Nb および C 量が少ない場合には、固溶化熱処理によって Nb および C は完全に固溶するが (Photo. 1 参照)、クリープの初期に析出する Nb (C, N) の量が少ないため、後期に析出する $M_{23}C_6$ は転位等の格子欠陥上に不均一析出せざるを得なくなる。そのため、長時間経過後の $M_{23}C_6$ の分布が粗になって、クリープ破断強度が高くなる。

次に、溶解度曲線上の組成の鋼では、NbC の化学量論比に対応する Nb および C 量の時、クリープの初期に析出する Nb (C, N) の量は最大になる。そのため、上記のような Nb (C, N) による $M_{23}C_6$ の均一微細化効果が最大限に発揮され、クリープの後期に析出する $M_{23}C_6$ が最も均一微細かつ密に分布して、破断強度は最高になる。なお、本研究で用いられた鋼はいずれも約 0.05% の N を含有しているため、クリープの初期に析出する炭化物は Nb (C, N) の形になっている。したがって、Fig. 1 においては、厳密には、NbC ではなく、Nb (C, N) の溶解度曲線および化学量論比を用いて整理すべきである。しかしながら、Nb (C, N) の溶解度積に関しては、信頼すべきデータが見当たらないこと、また、本研究では、N 量はほぼ一定とし、Nb と C 量のみを変化させているので、Fig. 1 におけるクリープ破断強度の差は Nb および C 量の相違で生じていると考えられることなどから、便宜上 NbC のデータを用いて整理した。

クリープの初期に析出した Nb (C, N) がどのような機構で、後期に析出する $M_{23}C_6$ の凝集粗大化を抑制するかについては、現在のところ不明であるが、Nb (C, N) が何らかの形で $M_{23}C_6$ の析出に関与していることは明らかである。田中ら⁸⁾ は、Nb あるいは Ti を添加した 18-8 ステンレス鋼では、クリープの初期に析出する NbC および TiC の周囲にクリープ変形に際して転位がからみつき、この転位上に $M_{23}C_6$ が析出するため、均一微細な析出状態になると述べている。しかしながら、本研究の結果では、クリープ変形をしていない単純時効材においても、Nb あるいは Ti による $M_{23}C_6$ の均一微細化現象が認められており (Photo. 1, 2 参照)、クリープ変形によって導入された転位上への析出のための均一微細化であるとする田中らの説⁸⁾ では説明できない。この点については、さらにミクロなレベルでの組織の詳細

な検討が必要であろう。

4.2 クリープ破断強度に及ぼす Nb および Ti 量の影響について

3.2 の結果から、20Cr-25Ni 系オーステナイト鋼のクリープ破断強度は Nb 単独添加の場合よりも Nb, Ti 複合添加の場合の方が高いこと、およびその強度は固溶化熱処理温度において固溶し得る最大限の量の Nb および Ti を添加した場合に最高となることが明らかになった。これらの結果は次のように説明できる。4.1 で述べたように、クリープの初期に析出する微細な Nb (C, N) は、クリープの後期に析出する $M_{23}C_6$ の凝集粗大化を抑制するためにクリープ破断強度を高める働きをする。Ti を添加した場合に析出する微細な Ti (C, N) もこの Nb (C, N) と同様の働きをするものと考えられる。従って、Nb 単独添加の場合よりも Nb, Ti 複合添加の場合の方が、 $M_{23}C_6$ の凝集粗大化を抑制する微細な M (C, N) 型炭窒化物の量が多くなり、クリープ破断強度を高くする。そして、固溶化熱処理温度において最大限に Nb および Ti を固溶させ、クリープの初期に析出する Nb (C, N) および Ti (C, N) の量を最大にした時に、クリープの後期に析出する $M_{23}C_6$ が最も均一微細で密に分布するため、クリープ破断強度が最高となる。

4.3 Nb, Ti および C の最適添加量について

3.2 では C 量を 0.1% 一定として 20Cr-25Ni 系オーステナイト鋼のクリープ破断強度に及ぼす Nb および Ti 量の影響を調べ、固溶化熱処理温度において固溶し得る最大限の Nb および Ti 量の時にクリープ破断強度が最高なることを示した。この Nb および Ti の最大固溶限は C 量によって当然変化する。従って、クリープ破断強度に対する Nb, Ti および C 量の最適組合せが存在するはずである。以下、この最適添加量について考察する。

3.1 あるいは 4.1 で述べたように、Nb 単独添加の場合には、固溶化熱処理温度における NbC の溶解度曲線と NbC の化学量論比を示す直線、 $Nb/C = 7.75$ との交点の組成でクリープ破断強度は最高となる。すなわち、次の連立方程式 (1), (2) の解が最適 Nb および C 量を与える。

$$\log [\%Nb]_{\gamma} [\%C]_{\gamma} = -7900/T + 3.42 \dots \dots \dots (1)^{6)}$$

$$[\%Nb]_{\gamma} / [\%C]_{\gamma} = 7.75 \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 $[\%Nb]_{\gamma}$ および $[\%C]_{\gamma}$ はそれぞれ、オーステナイト鋼中の Nb および C 量 (wt%), T は固溶化熱処理温度 (ここでは 1523 K) である。

Ti 単独添加の場合にも、Nb と同様のことが成り立つとすると、次の連立方程式 (3), (4) の解が最適 Ti およ

よび C 量を与える.

$$\log [\%Ti]_{\gamma} [\%C]_{\gamma} = -10475/T + 4.92 \dots\dots (3)'$$

$$[\%Ti]_{\gamma} / [\%C]_{\gamma} = 3.99 \dots\dots (4)$$

次に, Nb と Ti を複合添加した場合, $[\%C]_{\gamma}$ のうち, $[\%C_1]_{\gamma}$ および $[\%C_2]_{\gamma}$ が, それぞれ, Nb および Ti と反応するものとする, (2), (4)式は, それぞれ,

$$[\%Nb]_{\gamma} / [\%C_1]_{\gamma} = 7.75 \dots\dots (2)'$$

$$[\%Ti]_{\gamma} / [\%C_2]_{\gamma} = 3.99 \dots\dots (4)'$$

となる. また,

$$[\%C_1]_{\gamma} + [\%C_2]_{\gamma} = [\%C]_{\gamma} \dots\dots (5)$$

である. 連立方程式(1)~(5)を解くと,

$$[\%Nb]_{\gamma} = 0.24 \quad [\%Ti]_{\gamma} = 0.15 \quad [\%C]_{\gamma} = 0.07$$

となり, この時, NbC + TiC の析出量が最大となり, クリープ破断強度は最高となる. すなわち, Nb:0.24%, Ti:0.15% および C:0.07% が最適添加量となる.

ここで, C 量を 0.07% として, Nb および Ti 量を変化させた 20Cr-25Ni 鋼の 700°C (973 K) × 10⁵ h クリープ破断強度を Fig. 5 に示す. この結果によると, クリープ破断強度は 0.24%Nb-0.15%Ti で最高となり, 上述の計算結果と非常に良い一致を示す. また, この強度は Nb 単独添加の場合 (Fig. 1) および Nb, Ti 複合添加で 0.1%C の場合 (Fig. 4) のどの値よりも高くなっており, Nb, Ti および C 量の組合せとして最適であることを示している.

5. 結 言

20Cr-25Ni 系オーステナイト鋼のクリープ破断強度に及ぼす Nb, Ti および C 量の影響と金属組織の関係について検討した. 得られた結果は以下のとおりである.

(1) Nb 単独添加の場合には, クリープ破断強度は NbC の溶解度曲線上の組成で高くなり, これより Nb および C 量が過剰でも, 少なくとも低くなる.

(2) 溶解度曲線上の組成の鋼では, NbC の化学量論比に対応する Nb, C 量でクリープ破断強度が最高になる.

(3) Nb に Ti を複合添加すると, Nb 単独添加の場合よりも, クリープ破断強度は高くなる.

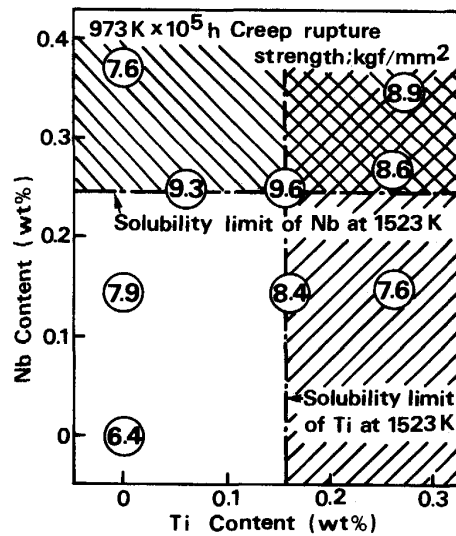


Fig. 5. Effect of Nb and Ti contents on 10⁵ h creep rupture strength at 700°C of 20Cr-25Ni-0.07C steel.

(4) Nb, Ti 複合添加の場合には, 固溶化熱処理温度において固溶し得る最大限までの Nb および Ti を添加した時, クリープ破断強度は最高となる.

(5) 以上の結果は, クリープの初期に析出する微細な Nb (C, N) や Ti (C, N) が M₂₃C₆ の均一微細析出を促し, その凝集粗大化を抑制することに起因すると考えられた.

文 献

- 1) 中林恭之: 三菱重工技報, **22** (1985), p. 114
- 2) 榊原瑞夫, 菊池正夫, 高橋常利, 角南達也, 藤田利夫: 火力原子力発電, **38** (1987), p. 75
- 3) 篠田隆之, 田中良平: 日本金属学会会報, **11** (1972), p. 180
- 4) 篠田隆之, 耳野 亨, 木下和久, 峯岸 功: 鉄と鋼, **54** (1968), p. 1472
- 5) F. R. LARSON and J. MILLER: Trans. ASME, **74** (1952), p. 765
- 6) 成田貴一, 小山伸二: 神戸製鋼技報, **67** (1966), p. 179
- 7) 成田貴一: 日本化学雑誌, **80** (1959), p. 266
- 8) 田中良平, 篠田隆之: 材料, **21** (1972), p. 198