

UDC 669.15'24'26'782'786-194.56 : 669.14.018.85 : 620.171-977 :
620.172.251.2 : 621.785.371 : 621.785.78

論 文

Si, N によるオーステナイトステンレス鋼の高温強度の改善*

中澤 崇徳**・角南 達也**・安保 秀雄***

Improvement of High Temperature Strength of Austenitic
Stainless Steel by Additions of Silicon and Nitrogen

Takanori NAKAZAWA, Tatsuya SUNAMI, and Hideo ABO

Synopsis:

The effect of additions of Si, N and C on the creep rupture strength of Ni-Cr austenitic steel was studied, and the effect of heat treatment on the creep strength of 2%Si-13%Ni-24%Cr-0.25%N steel was also studied.

The creep rupture strength at 1000°C depends on Si/N and the maximum value is obtained at Si/N \approx 10. Strengthening by additions of Si and N may be attributed mainly to the retardation of the Cr-nitride precipitation by addition of Si. Rupture elongation increases with Si content. Creep rupture strength at 1000°C increases with C content up to 0.10%, above which the strength decreases at longer time.

Based on these data, 0.1%C-2%Si-13%Ni-24%Cr-0.25%N austenitic steel is designed for radiant tube use. In this steel further improvement of the strength is obtained by high temperature (1200~1250°C) solution treatment. In this condition, the creep rupture strength of this steel is included in the data band of HK40 surveyed by Nishino. The creep rupture strength at 1000°C decreases with ageing or cold working. Welded tube of this steel is put to the test for radiant tube, and it was found that this steel has excellent performance and durability.

1. 結 言

製鉄所の熱処理炉用ラジアント・チューブとして、従来 HH(SCH13) あるいは HK40(SCH22) などの遠心铸造管が多用されている。しかしこれら耐熱铸鋼は高温での使用中に局部変形を生じやすく、さらにクラックの発生も多い。このようなトラブルは多量の炭化物を有する混合組織であること、あるいは铸造欠陥を含むことなどによると考えられる。したがって単相組織で、かつ欠陥を含まない高温強度の高い材料を開発すれば、寿命の大幅な延長が期待できることになる。すなわちマトリクスの強化と熱間圧延による均質化を併用することにより、高温での強度と延性のすぐれた耐熱ステンレス鋼の開発を企画した。

第二相によらないマトリクスのクリープ抵抗を増加させる手段として、固溶強化および転位の上昇運動を抑制

するため積層欠陥 エネルギーを下げる^りことが考えられる。前者については比較的固溶限の大きいNを、そして後者については D. DULIEU^らの Ni-Cr オーステナイト鋼の積層欠陥 エネルギーに対する 諸元素の影響に関する調査結果より Si を利用することにした。本報告は上記の Si と N のほかに C の影響についても調査し、その結果をもとに成分設計された 0.1%C-2%Si-13%Ni-24%Cr-0.25% N鋼の高温における諸特性についても調査したものである。

2. 供試材および実験方法

実験に用いた試料の化学成分を Table 1 に示す。Si と N の効果を調査したシリーズ A については、成分範囲を示した。シリーズ B は主として C の効果について調査したものである。これらシリーズ A, B は 100 kg 真空溶解炉により溶製し、熱間圧延により板厚 13 mm (シリ

* 昭和 51 年 10 月, 昭和 53 年 10 月 本会講演大会にて発表
昭和 53 年 10 月 27 日 受付 (Received Oct. 27, 1978)

** 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 (Yawata Works, Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yawatahigashi-ku Kitakyushu 805)

*** 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 (現:基礎研究所) (Yawata Works, Nippon Steel Corp., Now Fundamental Research Laboratories)

Table 1. Chemical composition (wt%).

| Specimen | C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | N | |
|--------------------------------|-------|------|------|-------|-------|------|-------------------|-------|
| Series A (Effects of Si, N) | ≈0.06 | 1~3 | ≈1.6 | 9~13 | 18~24 | — | 0.08 ~ 0.29 | |
| Series B (Effects of C, Si) | B-1 | 0.09 | 1.18 | 1.64 | 13.25 | 24.0 | 0.66 | 0.187 |
| | B-2 | 0.21 | 1.19 | 1.68 | 13.40 | 24.2 | 0.67 | 0.226 |
| | B-3 | 0.09 | 2.02 | 1.68 | 13.35 | 24.1 | 0.66 | 0.234 |
| | B-4 | 0.21 | 1.84 | 1.70 | 13.60 | 24.1 | 0.67 | 0.264 |
| | B-5 | 0.14 | 1.94 | 1.68 | 13.33 | 23.8 | 0.67 | 0.249 |
| C | 0.11 | 2.02 | 1.65 | 13.60 | 23.8 | 0.82 | 0.258 | |

ーズA) および 15 mm(シリーズB) の鋼板とした。溶体化処理温度はシリーズAについては 1100°C, そしてシリーズBについてはC量が高いことから 1250°C を選定した。これらシリーズA, Bについて成分効果を調査した結果, ラジアント・チューブ用として成分設計したものが試料Cで, 30 t 電弧炉で溶製後, 分塊圧延, 熱間圧延により板厚 10 mm および 20 mm の鋼板に加工した。この試料については, 溶体化処理は 1100°C から 1250°C の範囲で行ない, さらに 1250°C 溶体化材については時効 (700~1050°C ; 100~3000 h) の影響を調査した。

高温引張試験は平行部径 10 mm, G. L. 50 mm の試験片を用い, 引張速度はクロスヘッドスピードで歪 1% までは 0.15mm/min, それ以後は 5mm/min で行なった。クリープ破断試験は平行部径 6 mm, G. L. 30mm の試験片を用い, 650, 800, 900, 1000, 1050°C で行なった。クリープ破断した試験片および時効処理材などについて, 光学顕微鏡による組織観察, EPMA および電解抽出残渣分析を行なった。

3. 実験結果および考察

3.1 Si と N の効果

高温引張試験結果およびクリープ破断試験結果をN量で整理して Fig. 1, 2 に示した。高温引張特性に対するNの効果は Fig. 1 に示したように, N量とともに強度は直線的に増加し, 伸びはほぼ一様に減少する傾向が認められる。Fig. 1 は 1000°C の結果であるが 650°C, 800°C においても同様の傾向が見出されている。

650, 900, 1000°C におけるクリープ破断試験結果を Fig. 2 に示した。破断延性に関しては全般にN量が多くなると低下する傾向が認められる。破断時間については, 各温度でそれぞれ特徴的な変化を示している。すなわち 650°C ではN量とともに著しく破断時間が長くなるが, 900°C はN量に関係なくほぼ一定となる。さらに

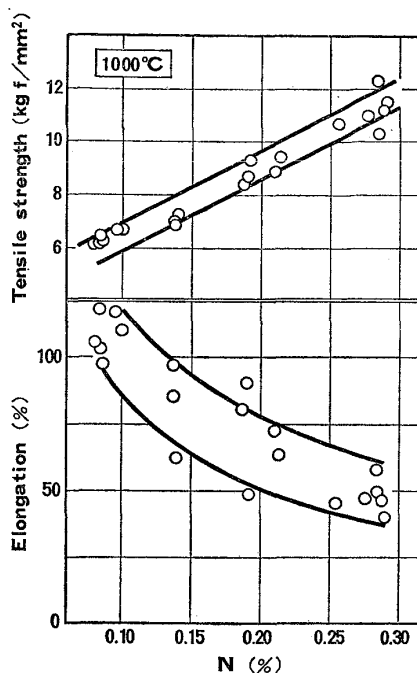


Fig. 1. Effect of N on the high temperature tensile properties.

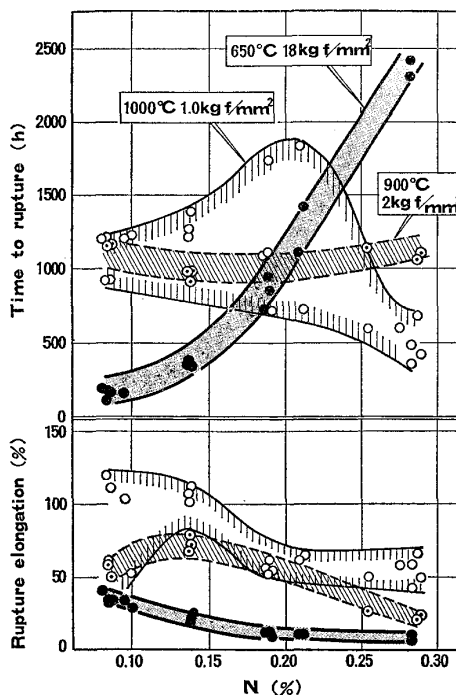


Fig. 2. Effect of N on the creep rupture properties.

高温の 1000°C になるとばらつきが大きくなる。おおよそその傾向としては, N量とともに破断時間は短くなっている。この 1000°C データはN量 0.2% 前後でばらつきが大きくなっており, これら試料の化学成分を検討すると, 破断時間の長い試料は Si 量が高い傾向が見出さ

れた。したがって Si を加えた各種パラメータで検討した結果, Si/N 比で比較的良好に整理することができ, Fig. 3 に示す傾向が見出された。すなわち破断時間は Si/N 比とともに急激に増大し, この比が 10 前後でピークに達し, その後 Si/N 比の増加とともにゆるやかに減少している。破断伸びに関しては Si/N 比よりも Si 量に依存し, Si 量とともに延性は向上し Si 量 3% では 100% 以上の破断伸びを示すようになる。

高 N 系試料のクリープ破断した試験片の断面組織観察結果によると, 粒界析出物および結晶粒内の全面に針状とラメラ状の析出物が認められ, さらに粒界クラックも多数観察される。1000°C, 1.0kgf/mm² の条件で

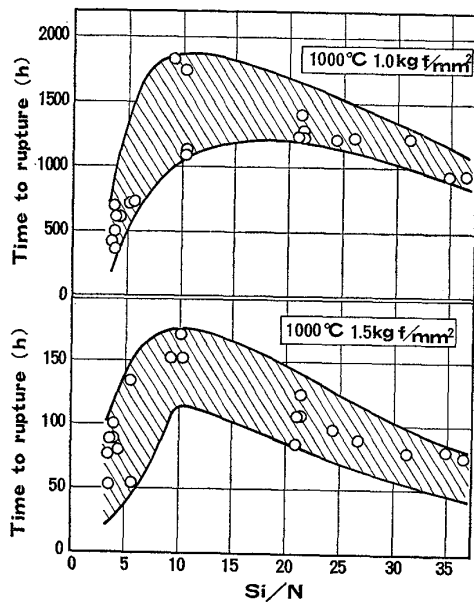


Fig. 3. Relation between Si/N and time to rupture.

300 h クリープ後, 試験を中断し平行部断面について EPMA による調査を行なった結果を Photo. 1 に示した。粒界および粒内析出物より Cr と N が検出されてお

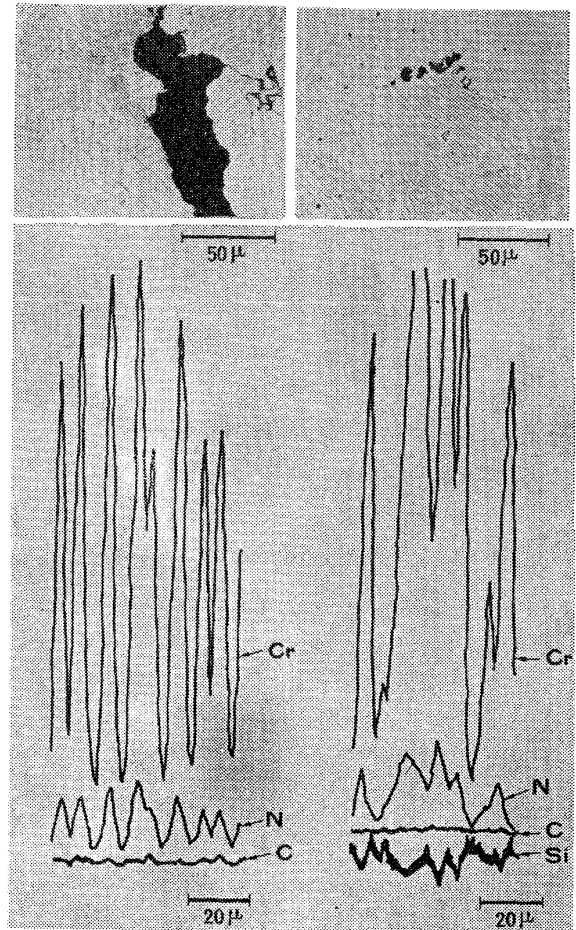
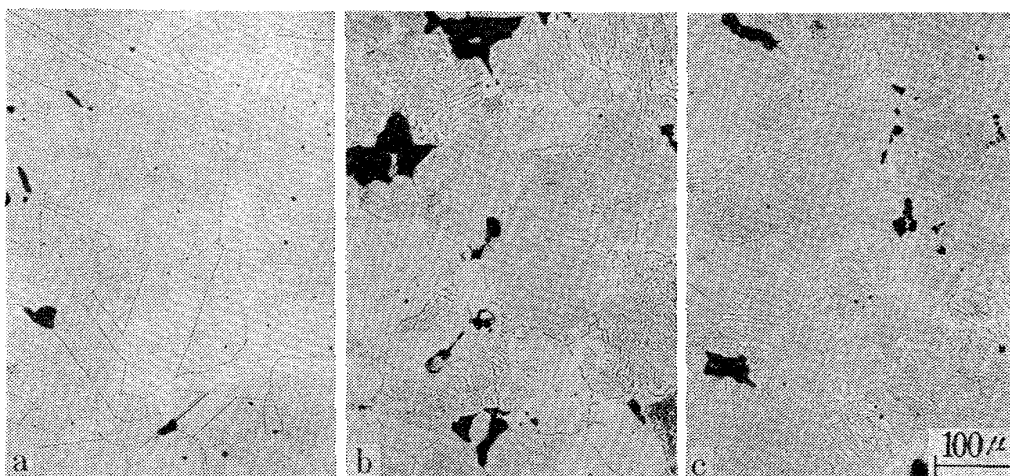


Photo. 1. Line analysis of precipitates formed during creep under 1.0kgf/mm² at 1000°C for 300h by EPMA.



a) 2%Si-0.21%N, b) 1%Si-0.21%N, c) 1%Si-0.28%N

Photo. 2. Effect of additions of Si and N on the microstructure of the steel crept at 1000°C under 1.0kgf/mm² for 300h.

り、いずれも Cr 窒化物と推定される。

つぎにクリープ中の組織変化に対する成分の影響を Photo. 2 に示した。これらは 1000°C 、 $1.0\text{kgf}/\text{mm}^2$ で 300 h クリープ後、試験を中断し平行部断面について組織を観察したもので、1%Si-0.21%N 系では結晶粒内に部分的に針状およびラメラ状の析出物が認められる。さらに N 量が増加し 0.28% になると全面に析出物が観察されるようになる。これに対し 0.21% N で Si 量を 2% まで増加させると、針状およびラメラ状析出物は観察されなくなる。すなわち Si 増量により Cr 窒化物の析出がかなり抑制されていることがわかる。各試料のクリープ破断時間を比較すると、2%Si-0.21% N 系が 1837 h と最も長く、ついで 1%Si-0.2%N 系が 714 h、そして 1%Si-0.28% N 系が 365 h となっており Cr 窒化物の析出量の少ない方が破断時間が長くなる傾向となつている。これは固溶 N がクリープ強化に寄与していることを示唆するものと考えられる。

以上の組織観察結果と、Si の N 溶解度に対する役割をあわせ考えると、 1000°C におけるクリープ破断強度に対する Si と N の効果はつぎのように説明できる。N は主として固溶 N の状態でクリープ強化に寄与しており、一方 Si はクリープ中に析出する Cr 窒化物の析出を抑制する、すなわち N を強化に寄与できる固溶状態に維持することによつて強化および延性向上に役立つものと考えられる。しかし Si の増量は Ni-Cr オーステナイト鋼の N 溶解度そのものを低下させる³⁾ ので、Si 増量とともに強化元素である N の含有量は減少する。したがつて Si のこのような 2 種類の作用、すなわち Cr 窒化物析出抑制と N 溶解度減少の兼ね合いによつて、Si/N 比に最適値が存在するようになるものと考えられる。なお Si が積層欠陥エネルギーを下げることによるクリープ強化作用は、今回の実験では Cr 窒化物の析出挙動に対する Si の影響が大きいため、明確にすることができなかった。

3.2 C と Si の効果

Si と N に関する調査より、Si/N 比が 10 前後でクリープ破断強度が最大になることが明らかになつたので、さらに高温特性とくにクリープ破断強度の向上を計るべく、C と Si について調査した。 1000°C におけるクリープ破断試験結果を各 C 量レベルについて、応力-破断時間線図として Fig. 4 に示した。C 量とともに短時間側の破断強度は高くなるが、勾配が大きくなるため応力 $1.0\text{kgf}/\text{mm}^2$ では C 量が 0.09% 以上ではほとんど同レベルとなり、さらに長時間側では逆転する可能性もわかられる。破断伸びは C 量が 0.09% 以上になると低下

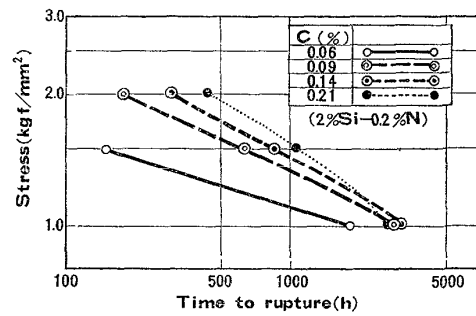


Fig. 4. Effect of C on the creep rupture strength at 1000°C .

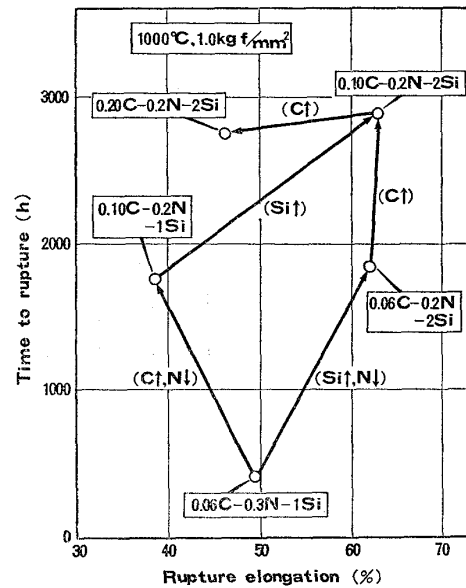


Fig. 5. Effects of Si, N and C on the creep rupture properties.

し始める。しかしこの場合も Si によつて延性は回復できる。これらの関係を Fig. 5 に示した。すなわち Si が 2% 存在すれば C 量 0.10% まで延性をそこなうことなく、クリープ破断強度を向上させることができる。また C 量が 0.10% と高くなつても、Si と N の効果が維持されていることがわかる。

3.3 0.1% C-2% Si-13% Ni-24% Cr-0.8% Mo-0.25% N 系 (試料 C) の高温特性

以上述べた Si, N および C に関する調査のほか、Nb, B および Mo についても評価した結果、標記の化学成分をラジアント・チューブ用鋼として設計した。Mo の役割は高 N 系オーステナイト鋼のクリープ破断強度を向上させるという報告⁴⁾ もあるが、今回調査した結果ではクリープ破断延性の向上に寄与することが確認されている。

3.3.1 溶体化処理材の特性

試料 C の炭窒化物は 1100°C 以上で完全に固溶するこ

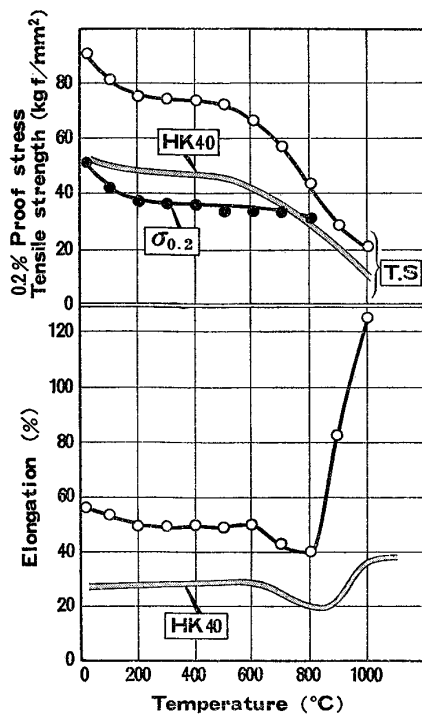


Fig. 6. High temperature tensile properties of specimen C.

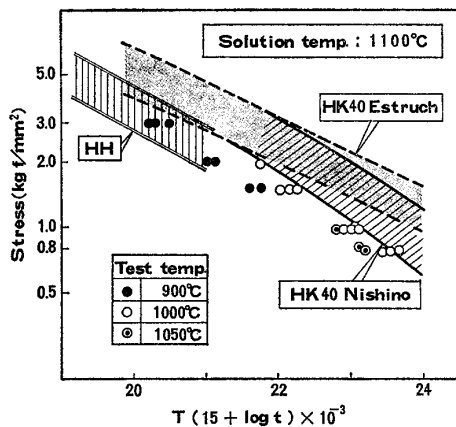


Fig. 7. Creep rupture strength of specimen C.

とが確認されたので、最初に1100°C溶体化処理材について調査した。Fig. 6に常温から1000°Cまでの引張試験結果をHK40と比較して示した。HK40に比べ引張強さ、延性ともかなり高目となっており、これらはNによる固溶強化を利用した単相組織および圧延の効果と考えられる。

クリープ破断試験を900, 1000, 1050°Cで行なった結果を破断強度についてはFig. 7, そして破断伸びはFig. 8にそれぞれ示した。Fig. 7に示した破断強度はHK40と比較するとESTRUCH⁹⁾のデータバンドに対してはかなり低目となっている。一方西野⁹⁾のデータバンドに対しては、1000, 1050°Cのクリープ破断強度は下

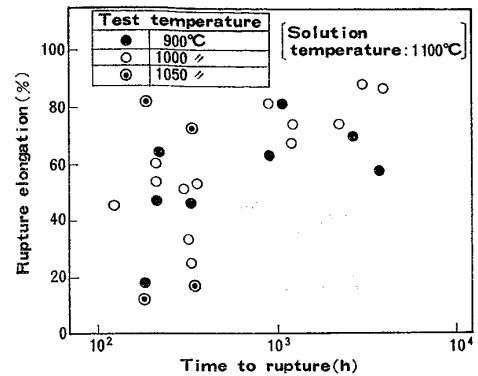


Fig. 8. Creep rupture elongation of specimen C.

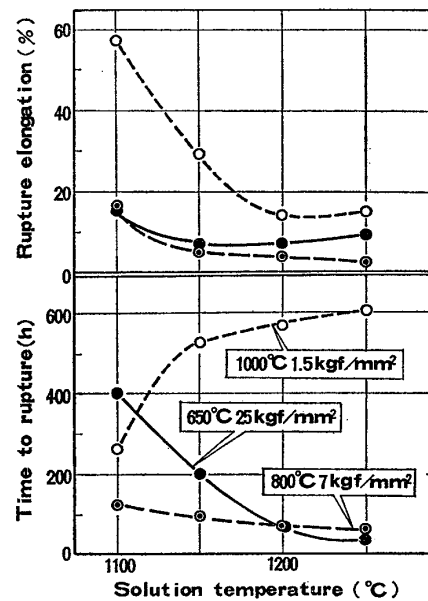
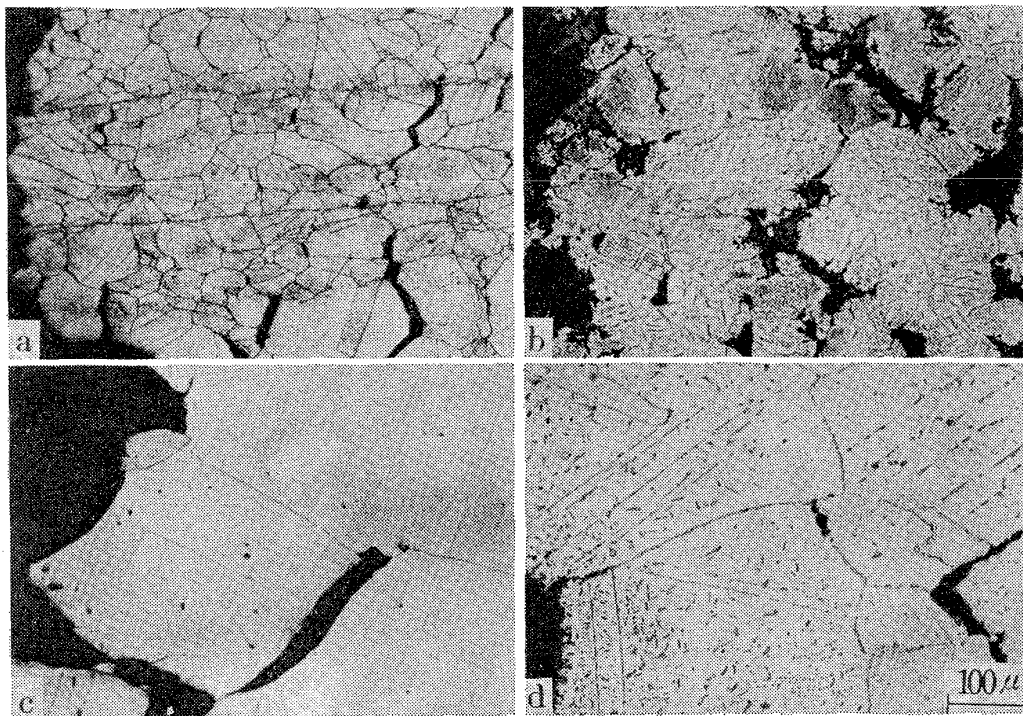


Fig. 9. Effect of solution temperature on the creep rupture properties of specimen C.

限値に接近しているが、900°Cの値はかなり低目となっている。クリープ破断伸びはFig. 8に示したように、破断時間とともに増加し1000h以上では50%を越える高い延性が得られている。

クリープ破断特性は結晶粒度依存性があることから、試料Cのクリープ破断強度から見た最適結晶粒度を求めするための調査をした。先に述べたように1100°Cで溶体化は完了しているので、溶体化処理温度を1100°Cから1250°Cの範囲で変化させることによつて、粒度番号4から1の試料を作製した。Fig. 9はクリープ破断特性の変化を示したもので、クリープ試験温度によつて粒度依存性を変つていくことがわかる。1000°Cクリープでは結晶粒の粗大化とともに破断時間は長くなり、1100°C溶体化に比べ1250°Cでは2倍以上の破断時間がえられている。800°Cクリープでは破断時間の粒度依存性は小さくなるが、その傾向は1000°Cと逆になっている。さ



a) Solution annealed at 1100°C and ruptured under 25kgf/mm² at 650°C (400h)
 b) Solution annealed at 1100°C and ruptured under 1.5kgf/mm² at 1000°C (266h)
 c) Solution annealed at 1250°C and ruptured under 25kgf/mm² at 650°C (35h)
 d) Solution annealed at 1250°C and ruptured under 1.5kgf/mm² at 1000°C (605h)

Photo. 3. Effect of grain size on the microstructures of specimen C creep ruptured at 650°C and 1000°C.

らに温度が低下し 650°C クリープになると、1000°C クリープとは逆のかなり大きい破断時間の粒度依存性が認められるようになる。破断伸びは各クリープ温度とも結晶粒が大きくなるにともない低下しているが、その低下量は 1000°C クリープでもつとも大きくなっている。ステンレス鋼のクリープ特性に対する結晶粒度の影響は C. L. CLARK ら⁷⁾ によつて調べられている。18-8 ステンレス鋼に関する結果によると、比較的低い温度でのクリープ試験では結晶粒の小さい場合に破断強度が高く、一方高温クリープでは粗粒になると強度が高くなっている。破断延性はクリープ試験温度にかかわらず細粒のほうがすぐれている。今回えられた結果は、このような C. L. CLARK らによる 18-8 系の調査結果とよく一致している。Photo. 3 に 1100°C (細粒) と 1250°C (粗粒) 処理材のクリープ破断試験片の断面組織を示した。650°C クリープではくさび型のクラックが、そして 1000°C クリープではボイド型の粒界クラックが観察される。すなわち 650°C ではくさび型クラックの成長により破壊が生じている。このような場合は細粒のほうが単位粒界面積当りの応力が小さく、クラックの発生が遅れ破断時間が長くなるものと考えられる。これに対し、1000°C では細粒のほうが粒界クラックが多く、かつ炭

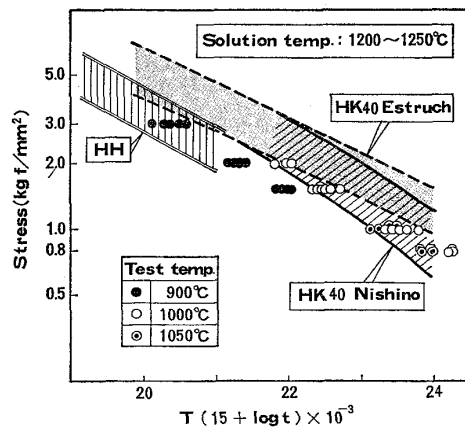


Fig. 10. Creep rupture strength of specimen C.

窒化物の析出量も多くなっている。すなわち 1000°C のような高温では拡散が支配的となり、細粒のほうが空孔の供給源となる粒界面積が大きいいため、ボイドの成長が早く、さらに炭窒化物析出も促進され固溶 C および N 量の減少による粒内強度低下も生じ、その結果破断時間が短くなるものと考えられる。

このように 1000°C のような高温クリープ破断強度は粗粒化させることによつて改善できることが明らかになった。1200~1250°C で溶体化処理した場合の破断強度

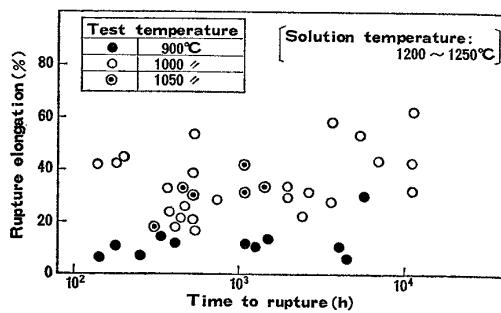


Fig. 11. Creep rupture elongation of specimen C.

を Fig. 10 に示した。1100°C 溶体化 (Fig. 7) に比べ破断強度は上昇し、HK40 の西野によるデータバンド内に 1000, 1050°C クリープ破断強度は含まれるようになる。クリープ破断延性は Fig. 11 に示したように、1100°C 溶体化処理 (Fig. 8) に比べかなり低い値となっているが、破断時間が長くなると向上する傾向を示し、5000 h 以上では 30% 以上の伸びがえられている。一方 1200~1250°C 溶体化材の高温引張強度は 1100°C 溶体化材に比べ、600°C では低くなるが 800°C ではほとんど変わらない。

3.3.2 時効の影響

高温使用にともなう材質劣化を評価するため、試料 C について高温時効後の諸特性を調査した。1250°C で溶体化後、700~1050°C で 100~3000 h の時効処理を行なった。

時効組織を各温度で 3000 h 時効したものについて Photo. 4 に示した。700°C では粒状析出物が結晶粒界および粒内に析出し、さらに塊状析出物が粒界に、そしてウィドマンステッテン状析出物が粒内に観察される。これら析出物は時効温度が 800, 850°C と上昇するとともに粗大化する。また 800°C から棒状の析出物が観察さ

れるようになる。900°C 時効になるとウィドマンステッテン状析出物は消失し、それ以外の析出物はさらに粗大化する。950, 1000°C ではいつもの粗大化となるが、析出量は少なくなる。1050°C 時効になると、粒界に不連続に粗大化した粒状析出物が観察され、粒内は少量の析出物が観察されるのみとなる。

これら時効析出物を定量的に把握し、あわせて化学組成も調査するため電解抽出残渣分析を行なった。Fig. 12 に残渣量と N 量についての結果を示した。析出は 800~850°C でもつとも早く、100 h で 4% の析出量を示し、その後時効時間とともに増加するが、析出量の多い領域

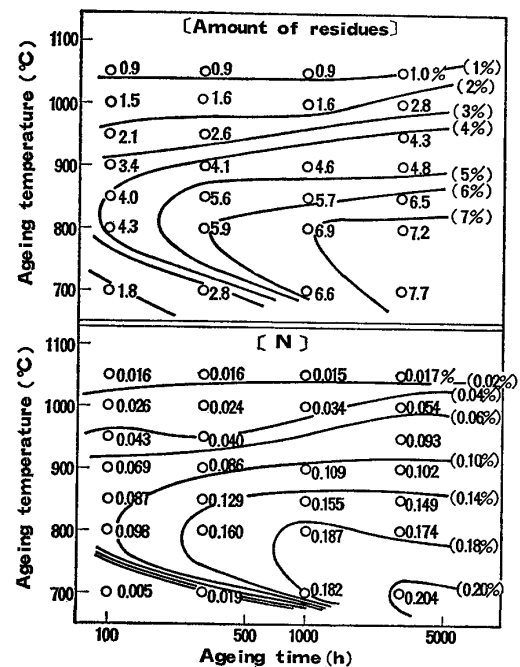
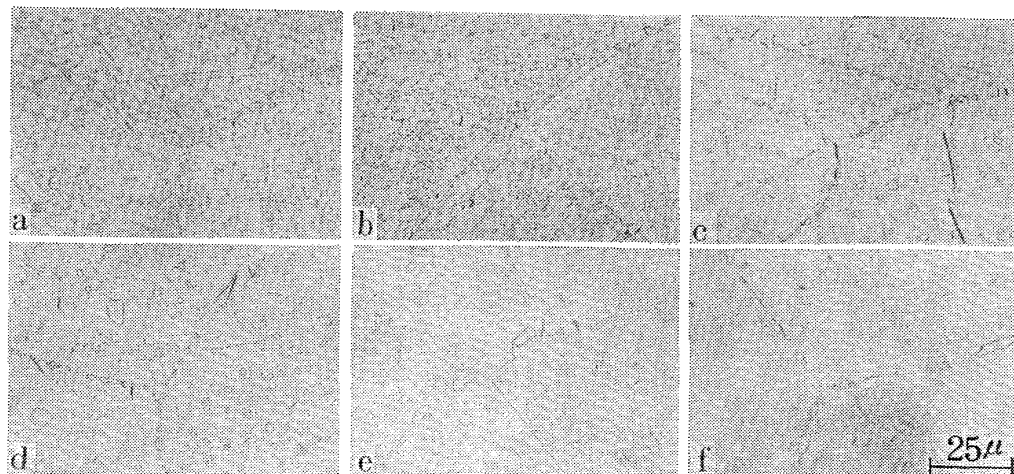


Fig. 12. Residues analysis from electrolytic extraction of aged specimen C.



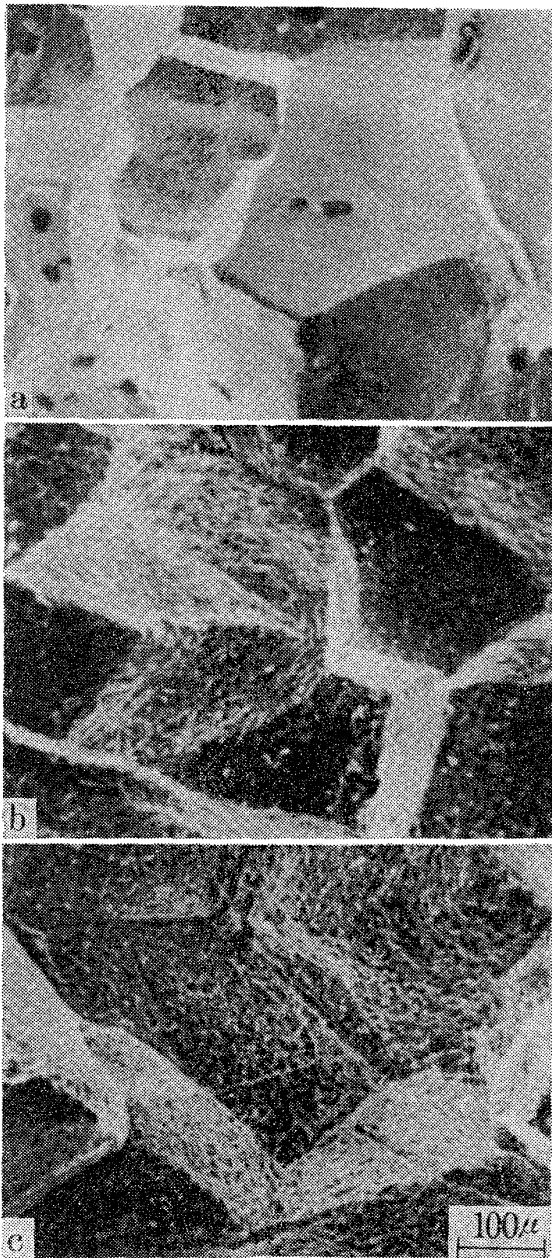
a) 700°C, b) 800°C, c) 850°C, d) 900°C, e) 1000°C, f) 1050°C

Photo. 4. Microstructures of specimen C aged for 3000h at various temperatures.

は低温側に移行してくる。一方高温になるにともない析出量は減少するが、1050°C でなお1%近い値を示している。N量に関する残渣量とほとんど同じ傾向が見出されており、700°C 3000h 時効で0.2%と全N量の80%が析出していることがわかる。このほか Cr, Mo, Si および Ni についても分析を行なったが、ほぼ同様の傾向が見出されている。つぎにこれら電解抽出残渣のX線回折による析出物の同定を行なった。700~1000°C の範囲でσ相, M₂₃C₆ および Cr₂N が、そして1050°C で

は M₂₃C₆ のみが検出された。

以上述べたように時効によりσ相, 炭化物および窒化物が多量に析出する。したがって常温特性では延性の劣化, そして高温特性ではクリープ破断強度の低下が懸念されるので、これらを中心に調査した。Fig. 13 は常温引張試験における破断伸びの時効による変化を示したもので、溶体化処理状態に比べ著しい低下となつていことがわかる。850~900°C での劣化がもつとも早く、100h で3~4%にまで低下し、その後3000h までほとんど変化せず飽和していると考えられる。破面の走査電子顕微鏡による観察結果を Photo. 5 に示した。いずれも粒界破壊で粒界析出したσ相あるいは炭化物による脆化と考えられる。また低温から高温になるにともない、粒界破面の粗さが顕著になつており、粒界析出物の粗大化との対応が考えられる。このような脆化挙動をHK40[®]と比較すると、脆化速度は非常に大きくなつているが、脆化到達レベルはほとんど変わらないといえる。このように脆化速度が大きい原因としては、σ相の析出を促進するSi量が多く、さらに抑制元素であるNi量が少ないことが考えられる。



a) Aged at 700°C for 1000h
b) Aged at 900°C for 1000h
c) Aged at 1050°C for 1000h

Photo. 5. Scanning electron micrographs of fracture appearances after tensile tests of aged specimen C.

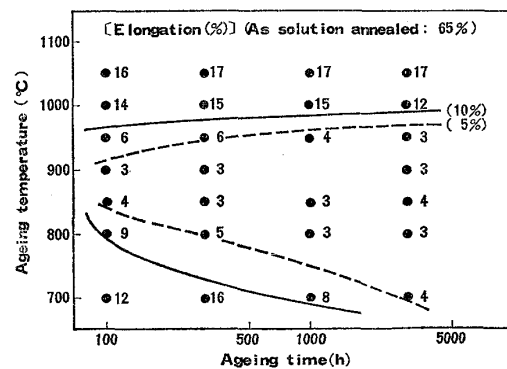


Fig. 13. Effects of ageing temperature and time on the room temperature tensile elongation of specimen C.

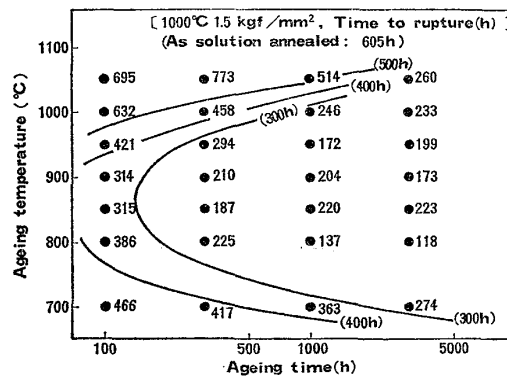


Fig. 14. Effects of ageing temperature and time on the time to rupture of specimen C.

クリープ破断特性に対する時効の影響を Fig. 14, 15 に示した. Fig. 14 に示した 1000°C クリープでは 800~900°C 時効で破断時間の減少が早期に認められる. 破断延性は時効温度が低く, かつ時間が短い場合もつとも低く, そして温度の上昇とともに向上する. 800°C クリープにおいては, 破断時間は主として時効温度に依存している. すなわち低温では溶体化材より破断時間は短くなっているが, 高温になるにともない長くなり, 1050°C 時効では溶体化材の 4 倍程度の値を示すようになる. 破断延性に関しては 1000°C クリープと同様の傾向を示すが, 高温・長時間時効による延性の向上はより顕著である. Fig. 15 の 650°C クリープ結果では 900°C 以下の時効温度については, 等破断時間線図は先に示した電解抽出残渣分析結果 (Fig. 12) と非常によく対応した傾向となつている. すなわち析出量の増加と破断時間の低下がよく対応しており, 固溶 C と N 量の減少による強度低下が示唆される. 900°C を越える時効では破断時間は溶体化材より長くなり, 最高 6 倍程度の破断時間を示すまでになつている. 破断延性に関しては, 時効温度に依存しており温度の上昇とともに向上している. Photo. 6 にクリープ破断部の平行部断面組織を示した. 700°C, 1000h の低温時効に比べ 1050°C, 1000h の高温時効材の粒界クラックの形成が遅れていることがわかる.

これら時効によるクリープ破断特性の変化は, 先に示した時効組織と関連している. すなわち炭窒化物析出による固溶 C と N の減少, あるいは σ 相および炭化物の粒界析出の影響が考えられる. 低温時効側で破断時間の減少が認められるのは, 固溶 C と N 量の減少との関連が大きいと思われるが, 粒界析出物が連続的に形成されることで粒界クラックの成長が速くなることも考えられる.

一方高温時効側で破断時間が長くなる原因としては, 固溶 C と N 量の減少程度が小さくなることに加えて, 粒

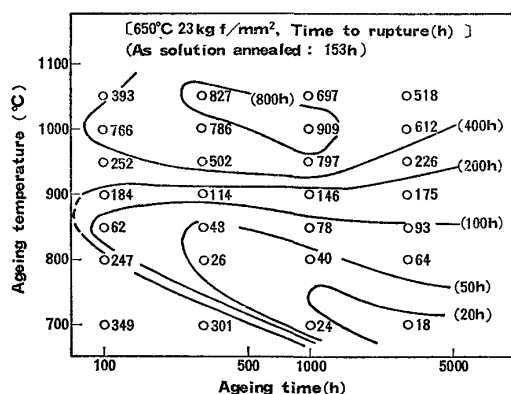
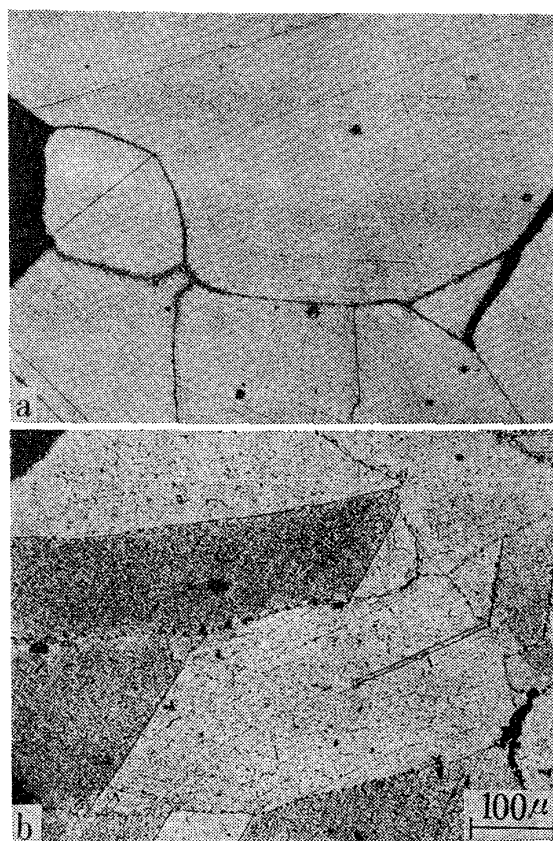


Fig. 15. Effects of ageing temperature and time on the time to rupture of specimen C.



a) Aged at 700°C for 1000h and ruptured (24h)
b) Aged at 1050°C for 1000h and ruptured (697h)

Photo. 6. Effect of ageing on the microstructure of specimen C creep ruptured under 23kgf/mm² at 650°C.

界析出物が粗大化し不定形化, 不連続化することにより粒界クラックの成長抑制効果が現われることが考えられる. このような粒界析出物の効果は Photo. 6 にも現われており, 粒界すべりが支配的になる低温クリープで高温時効側の破断時間向上が著しいことがよく説明できる.

3.3.3 ラジアント・チューブへの適用

板厚 10mm の試料 C を直径 220mm の溶接管に加工し, ラジアント・チューブとしての適用性を評価するブラント・テストを実施した. 装入した熱処理炉は雰囲気温度 900°C で, ラジアント・チューブの表面温度は最高 1000°C である. Fig. 16 に結果を示したが, 従来使用している HH (0.3% C-12% Ni-25% Cr) 遠心鑄造管に比べ本材料の変形量は少なく, かつ破損の発生率も著しく小さくなつている. さらに HK40 (0.4% C-20% Ni-25% Cr) を使用している熱処理炉にも装入して評価試験を進めているが, 2年を経過した現時点では HK40 より若干変形量が少ないという結果がえられている.

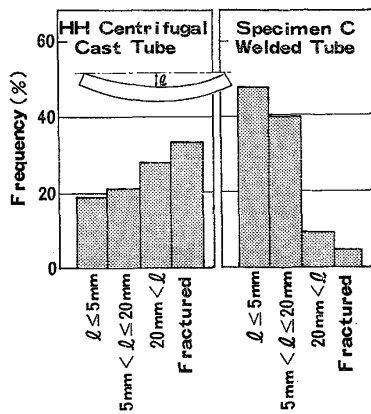


Fig. 16. Secular change of specimen C used as radiant tube.

4. 結 論

Ni-Cr オーステナイト鋼の 1000°C におけるクリープ破断特性を改善するため、Si と N などの成分効果および熱処理条件について調査し、つぎの結論が得られた。

(1) クリープ破断強度は、比較的低い温度では N 量に依存するが、 1000°C のような高温クリープでは Si/N 比に依存し、この比が 10 前後の時に最高値を示す。この Si と N による 1000°C クリープ破断強度の向上は、Si によつて窒化物の析出が抑制されることと関連していると思われる。延性は Si 量とともに向上する。

(2) 1000°C クリープに対し C 量 0.10% までは破断強度は向上するが、それ以上の添加は長時間側の強度低下を引き起こす。

(3) ラジアント・チューブ用として 0.10%C-2%Si-13%Ni-24%Cr-0.8%Mo-0.25%N 系(試料 C)を成分設計した。本鋼のクリープ破断強度の溶体化温度(結晶粒度)依存性は、 1000°C クリープでは高温溶体化(粗粒)側が、そして 650°C クリープでは低温溶体化

(細粒)側がそれぞれ破断強度が高くなる傾向を示す。高温溶体化 ($1200\sim 1250^{\circ}\text{C}$) 処理した場合、 $1000, 1050^{\circ}\text{C}$ におけるクリープ破断強度は HK40 の西野のデータバンド内に含まれる。

(4) 試料 C は時効により σ 相、炭化物および窒化物が析出する。高 Si 系のため σ 相析出が早く、常温での延性低下が短時間時効で生じる。しかし到達脆化レベルは HK40 と大差ない。時効によるクリープ破断特性の変化は、炭窒化物析出による固溶 C と N 量の減少、および粒界析出物の形態に依存している。低温時効では固溶 C と N 量の減少による強度低下、そして高温時効では粒界析出による粒界強化作用が認められる。

(5) 試料 C はラジアント・チューブとして、HH よりすぐれ、そして HK40 クラスの性能を発揮することが確認された。

文 献

- 1) R. M. BONESTEEL and O. D. SHERBY: Acta Met., 14 (1966) 3, p. 385
- 2) D. DULIUE and J. NUTTING: Metallurgical Developments in High Alloy Steels, Spec. Report 86. Iron and Steel Inst. London, (1964) p. 140
- 3) W. M. SMALL and R. D. PEHLKE: Trans. AIME, 242 (1968) 12, p. 2501
- 4) 田中良平, 篠田隆之, 戸部陽一郎: 鉄と鋼, 56 (1970) 8, p. 1014
- 5) B. ESTRUCH: Materials Technology in Steam Reforming Process, Pergamon Press (1966) p. 42
- 6) 西野知良, 賀川直彦: 石油学会誌, 11 (1968) 11, p. 865
- 7) C. L. CLARK and J. W. FREEMAN: Trans. ASM, 38 (1947), p. 148
- 8) 武川哲也, 石丸 裕: 化学工学協会, 第 42 年会講演要旨集, (1977), p. 283