

ており、とくにN量の高いほどその傾向はいちじるしい。

B添加の場合は伸びは 500~600°C で最低値を示し 800°C の高温では非常に高い値を示す。引張り強さはB量とC量に比例して増加し、とくに 600°C 以下ではその増加はいちじるしい。700°C 以上ではその増加率は少ない。絞りおよび伸びは各温度においてB量とともに相当低下する。

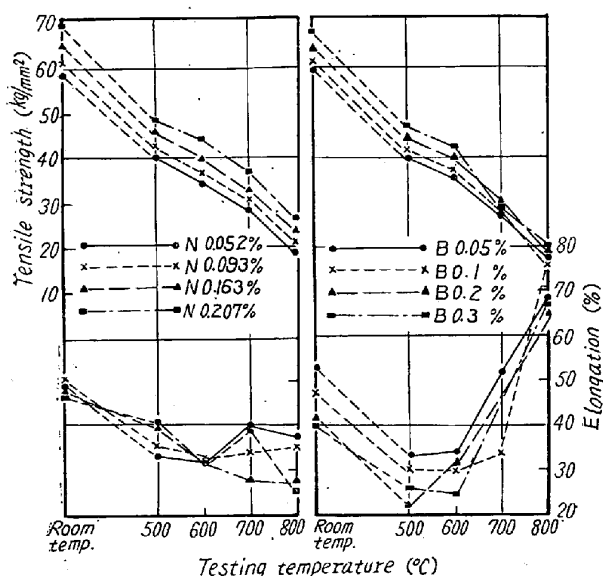


Fig. 2. Relation between tensile strength and elongation and temperature.

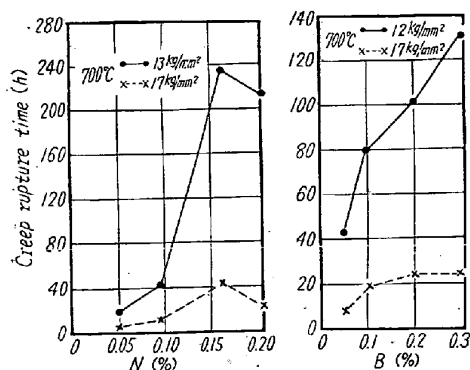


Fig. 3. Effect of N% and B% on creep rupture time at 700°C.

e) クリープ破断強さ

クリープ破断試験はN添加の試料については、700°C 13, 17 kg/mm², 650°C 18, 22 kg/mm², 600°C, 20, 22, 24 kg/mm² の応力で、B添加の試料については、700°C, 12, 17 kg/mm², 650°C, 16, 18 kg/mm², 600°C, 20, 24 kg/mm² の応力で行なった。N添加の場合 Fig. 3 に一例を示したが、各温度、各応力においてNが約0.16%付近で最大の破断強さを示すが、

0.20% を越すと逆に悪影響を与えることが明らかになった。一方B添加の場合は、Fig. 2 に示すごとく、各温度において0.1%までは破断強さの増加はいちじるしく、それ以上では緩やかであるが0.3% Bまでは破断強さは増加している。

IV. 結 言

i) B, Nの添加による時効硬化はほとんど認められないが、添B加の場合Cが多くなると硬化がいちじるしい。

ii) 析出物はN添加の場合はCr₂₃C₆とCr₂Nであるが、B添加の場合はFe₂B, CrB₂, B₄Cの残留析出物と時効によるCr₂₃C₆の析出が観察される。

iii) 引張り強さはいずれの場合もその含有量の増加とともに増大し非常に効果的である。

iv) クリープ破断強さはN添加の場合は約0.16% Nで最大値を示す。B添加の場合は0.1% Bまでは急激にそれ以上ではゆるやかに増加する。

(168) 18Cr-12Ni 系オーステナイトステンレス鋼の諸性質におよぼす V, Al, Zr の影響

金属材料技術研究所

○中川 龍一・乙黒 靖男

Effect of V, Al and Zr on Properties of 18Cr-12Ni Austenitic Stainless Steel.

Ryuichi Nakagawa and Yasuo Ootoguro.

I. 結 言

前報に続いて、18Cr-12Ni オーステナイトステンレス鋼の時効硬さ、顕微鏡組織、析出物、引張り強さ、クリープ破断強さなどの諸性質におよぼすV, Al, Zrの単独添加の影響について調べた。

II. 試 料

実験に用いた試料の化学組成を Table 1 に示す。

Mn, Si, Cr, Ni はすべて一定量とした。

溶解、 casting, 鍛造、溶体化処理はすべて前報と同様である。

III. 実験結果および考察

a) 時効硬さ

時効処理は 1100°C × 1 h の溶体化処理後、600, 650, 700, 750°C の各温度で 1000 h まで行なった。

Vを添加した試料は低Cグループでは約 10 h で各時

Table 1. Chemical compositions of steels tested.

	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	Al	N	Zr	Fe
V 1	0.04	1.94	1.05	17.88	11.87	0.52				bal.
V 2	0.04	1.90	1.08	17.70	11.90	1.14				bal.
V 3	0.04	1.91	1.03	17.83	11.77	2.02				bal.
V 4	0.15	1.89	1.00	17.72	11.52	0.68				bal.
V 5	0.14	1.86	1.05	17.35	11.90	1.14				bal.
V 6	0.15	1.85	0.99	18.83	11.76	2.10				bal.
A 1	0.023	1.76	0.90	17.65	12.22		0.51	0.0298		bal.
A 2	0.024	1.71	0.97	18.64	12.30		0.83	0.0334		bal.
A 3	0.020	1.72	1.09	18.11	11.72		1.35	0.0313		bal.
A 4	0.030	1.72	1.00	18.19	11.90		1.81	0.0281		bal.
A 5	0.11	1.76	1.09	18.55	11.60		1.35	0.0228		bal.
A 6	0.22	1.75	1.02	18.39	12.17		1.38	0.0313		bal.
Z 1	0.05	1.80	0.99	18.12	11.83				0.10	bal.
Z 2	0.04	1.99	1.01	18.42	11.66				0.16	bal.
Z 3	0.04	1.87	1.02	18.68	11.90				0.45	bal.
Z 4	0.04	1.82	0.99	18.64	11.65				0.93	bal.
Z 5	0.12	1.82	0.98	18.20	11.73				0.10	bal.
Z 6	0.13	1.89	0.98	18.04	11.81				0.27	bal.
Z 7	0.12	1.90	1.00	18.11	11.67				0.43	bal.
Z 8	0.11	1.85	1.03	18.60	11.87				0.98	bal.

効温度とも最高硬さになり、その後 1000 h までまったく硬さの変化は認められない。しかし時効硬さの曲線全体は V の増すにしたがいわずかながら高くなる。

高 C グループでは V 量とともに全体の硬化量は多くなる。また時効温度は高いほど短時間で最高硬さに達し、その後析出物の凝集のため硬さが低下する。以上 C が多くなり V が増すとともに硬化および凝集による硬さの低下が激しいことからこれらの現象は V の炭化物の挙動によることは明らかである。

Al 添加の場合は、A1～A3 は 1000 h までまったく硬さの変化はない。しかし A4 は Al が 1.81% でもつとも多く、各時効温度において 100 h 以後硬化する。とくに 600°C においてその傾向がいちじるしく、1000 h でビッカース硬さ 280 に達している。この Al の多い試料のみに見られる硬化はおそらく Al と Ni の中間化合物の析出のためと考えられる。

Zr 添加の場合は、一般に時効硬さにはほとんど影響が見られない。しかしわずかではあるが高 C グループの試料 Z5～Z7 の時効硬化は ZrC の析出によるものと考えられる。

b) 時効による顕微鏡組織の変化

V 添加の場合、溶体化処理のままで相当量の残留析出物が認められ、C、V の量とともにその量も増加している。100 h 時効後は 600°C、650°C と温度が高くなるにしたがい粒界の析出物の量は多くなり、700°C、750°C と高温になると粒界のみならず粒内にも多量に析出物が認められ、750°C になると凝集し始める。

Al の場合 A1～A3 にはフェライトは存在せず、Al の酸化物、または窒化物と思われる非金属介在物が多くなっている。しかし A4 では相当量のフェライトが存在し結晶粒も微細になつている。500 h 時効すると、オーステナイト結晶内に非常に微細な析出物が生じているのが見られ、時効硬化の点から考えて、Al と Ni の中間化合物であると思われる。

Zr の場合は、Zr 量の増加とともに結晶粒は微細になり、また灰色状の大きな ZrS₂ と思われる相が多くなる。低 C グループでは時効による組織の変化はほとんど見られないが、高 C グループでは 100 h 後には粒界に析出物が見られ、その量は時効温度とともに多くなる。500 h 後では粒界のみならず粒内にも非常に微細に析出しているようである。

c) 電解分離による析出物の挙動

析出物を確認するため、前報と同じ方法で電解し、電解残渣の X 線回折を行なった。

V 添加の試料については、低 C の V3 には VN、VS、 γ VC があり、量的に VN、VS が比較的多い。これを時効すると、Cr₂₃C₆ が析出し、そのほか VC、 γ VC がわずかに増加するように思われる。しかし VN はまったく消失し、VS の回折線も弱くなっている。高 C の V6 には、V3 と異なり炭化物が多く、VC、 γ VC、Cr₂₃C₆ が存在し、VN、VS はまったく認められない。時効により VC が増加してくる。

Al 添加した試料 A4 は溶体化処理のままで AlN および C₂₃C₆ の線が強く、フェライトは非常に弱い

存在している。100h 時効により、 Cr_{23}C_6 の線が非常に強くなる。500h 時効後は AlN 、 Cr_{23}C_6 のほかに σ 相、 Al_3Ni が確認された。Zr 添加の場合は、低 C の試料 Z4 には ZrS_2 、 ZrC 、 CrN 、 Mn_5Si_2 が認められる。高 C の Z8 は溶体化処理のままでは ZrS_2 および ZrC のみである。いずれの場合も時効による相の変化は観察されない。

d) 常温および高温引張り強さ

各元素の添加量と常温および高温引張り強さとの関係を求めるため、前報と同じ温度で引張り試験を行なった。

V と Zr について引張り強さ、伸び、絞りと添加元素との関係の一部を Fig. 1 に示す。

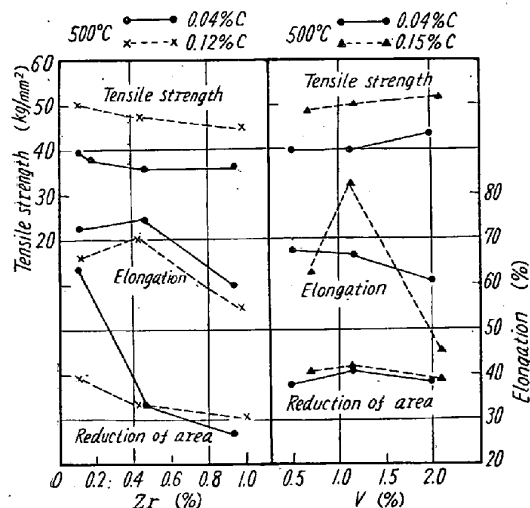


Fig. 1. Effect of Zr% and V% on the tensile strength, elongation and reduction of area at 500°C.

V 添加の場合は、常温以外の温度ではすべて引張り強さは V 量とともに増加し、とくに高温になるにしたがい、高 C グループではその傾向がいちじるしい。常温で高 C グループの場合のみ V 量とともに引張り強さは低下する。

伸びおよび絞りは各温度とも V 量の増加とともに減少する。とくに高温および高 C グループになるとその低下もいちじるしい。

Al 添加の場合は、各試験温度において Fig. 2 に示すように Al 1.3% 程度までは引張り強さおよび伸びはほとんど変化がない。またこの範囲内の Al 量では伸びは 600°C 付近で最低値を示す。Al 1.81% の試料 A4 は、Al 量がそれ以下の試料より引張り強さが高く伸びが低くなっている。とくに低温ほどその傾向はいちじるしい。

Zr 添加の場合は低 C グループでは各試験温度とも Zr 量により変化はない。絞り、伸びは 600°C 以下は Zr 量とともに急激に低下する。高 C グループでは引張り強さ、伸び、絞りとも Zr 量の増加とともに低下している。高 C グループでは低 C グループより ZrC が多く、これが却つて悪影響をおよぼしているものと思われる。

e) クリープ破断強さ

クリープ破断試験は 700, 650, 600°C の温度でいろいろの応力で行なった。クリープ破断時間と各元素の添加量との関係の一部を Fig. 3 に示す。

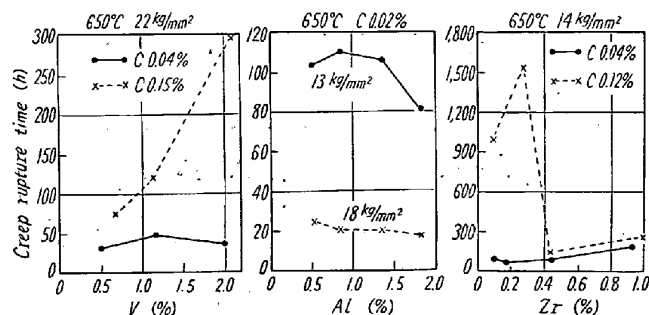


Fig. 3. Effect of V%, Al% and Zr% on creep rupture time at 650°C.

V 添加の場合は一般的にいつて、低 C グループでは V 量による差はあまりない。

高 C グループでは破断時間は V 量とともに相当増加する。V、C 量の増加とともに破断強さが増していることから、破断強さは V の炭化物の析出効果によるもので地に固溶している V 量による効果は少ない。

Al 添加の場合は破断強さは Al 量とともにやや減少する。また C 0.20% 程度までは C の影響はいちじるしい。

Zr 添加の場合は、一般的に低 C グループでは、Zr 量により破断強さはあまり変化しない。また破断伸びは一般に非常に大きい。高 C グループでは Zr 量が約 0.2%

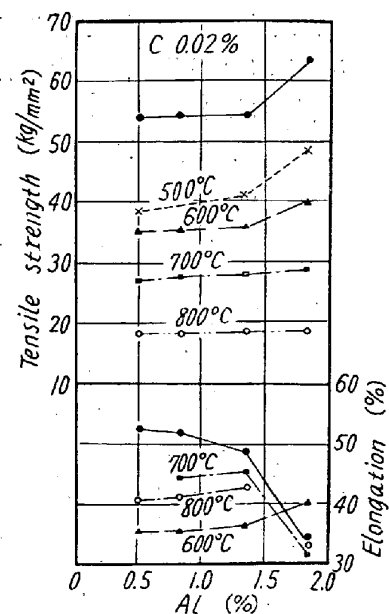


Fig. 2. Effect of Al% on the tensile strength and elongation at various temperatures.

付近で破断時間は最大値をとりその後は急激に低下する。これは Zr が炭化物の形で析出すれば好影響を示すが、過剰の Zr は ZrS_2 となりやすくそのため悪影響をもたらすと思われる。

IV. 結 言

i) Al, Zr 添加の場合はほとんど時効硬化しないが Al 量の多い試料は長時間時効でいちじるしく硬化する。V 添加の場合は、V 炭化物の析出により硬化する。

ii) 電解残渣の X 線回折の結果、V 添加の場合は V S V N, $Cr_{23}C_6$, V C, γ V C, また Al 添加の場合は Al_3Ni , σ 相, AlN, $Cr_{23}C_6$, Zr 添加の場合は ZrS_2 , ZrC, CrN, Mn_5Si_2 の回折線が認められた。

iii) 引張り強さは V 量とともに比例して増加し、高温ほどその影響がいちじるしいが Al 量にはほとんど影響されない。Zr の場合は低 C では Zr 量による変化はないが高 C では Zr 量とともに低下する。

iv) クリープ破断強さは V 添加の場合、低 C では V 量による変化はないが、高 C では V 量とともにいちじるしく増加する。Al 添加により、ラプチャー強さは Al 量とともに低下する。Zr は低 C では Zr 量による変化はないが、高 C では約 0.2% Zr で最大値をとり、それ以上では急激に低下する。

(169) 28Cr-15Ni 系ステンレス鋼のクリープ破断強度について

(超高温用耐熱材料に関する研究—I)

東京大学工学部

藤田 利夫・○笹倉 利彦

Creep-Rupture Strength of 28Cr-15Ni Stainless Steels.

(Studies on heat-resisting materials for ultra-high temperature—I)

Toshio Fujita and Toshihiko Sasakura.

I. 緒 言

最近 1000~1200°C の加熱炉および熱処理炉などの部品にステンレス鋼がかなり使用されているが、これらの高温の機械的性質はあまり調べられていない。とくに 1000°C 以上のクリープ特性についてはほとんど研究されていない。

一方ガスタービン、ジェット・エンジンなどが急速に発達し、今日では 1100°C の燃焼ガス温度に達し、動翼温度も 950°C になった。また、クローズド・サイクル型

ガスタービンの動翼温度は 1100~1200°C といわれている。

このように耐熱材料が超高温で使用されるようになってきたため、これらのクリープ破断強さを知ることが必要になってきた。しかし諸外国でもあまりその研究は行なわれていない。

著者らは昭和 27 年から 600~800°C の長時間クリープ試験（数千時間~数万時間）を行なってきたが昭和 34 年 1000~1300°C で行えるクリープ破断試験機の試作に成功し、現在まで 28Cr-15Ni 系ステンレス鋼のクリープ破断試験を行なってきたのでこれらの結果について報告する。

II. 試験装置の概要

クリープ破断試験機の概要はつぎのごとくである。

(1) 試験機本体および試験片

いかに強力な耐熱鋼でも 1000~1300°C になればいちじるしく強度が低下するため試験機の容量は 150 kg とし、直接荷重方式を採用した。この試験機の概要を Fig. 1 に示す。

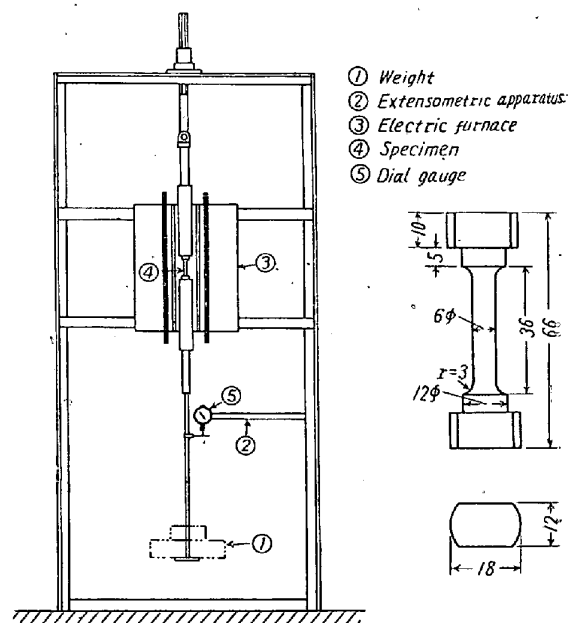


Fig. 1. Creep-rupture tester and the specimen.

試験片の標点距離は 30 mm とし、直径は 6 mm ϕ にした。しかし 1200°C 付近になると 28Cr-15Ni 系ステンレス鋼でも試験片の表面はかなり酸化される。

引張り棒は 25-20 ステンレス鋼を使用しているが、1200°C で 4000 h 程度しか使用できない。現在は大気中で試験を行なっているが将来は真空またはアルゴン気流中で行なえるようにする考えである。

(2) 温度調節器および電気炉