

(162) オーステナイト系耐熱鋼におよぼす合金元素量の影響

(オーステナイト系耐熱鋼の研究—I)

東京大学工学部

○藤田 利夫・笹倉 利彦

Effect of Alloying Element Contents on Austenitic Heat-Resisting Steels.

(Studies on austenitic heat-resisting steels—I)

Toshio Fujita and Toshihiko Sasakura.

I. 緒 言

著者らは数年前からフェライト系の 12% Cr 耐熱鋼を研究しているが、この耐熱鋼は 650°C までのクリープ強さは非常にすぐれているが 650°C 以上になれば急激にクリープ強さは低下する。これは 650°C 以上になれば焼戻軟化抵抗がいちじるしく低下するため、いかにしてもフェライト系耐熱鋼の 650°C 以上の高温強度を高めることは困難である。また 12% Cr 耐熱鋼に Ni を 3~6% 添加すれば変態点が低下し、かえって 600~700°C のクリープ強さは低下する。したがってフェライト系の 12% Cr 耐熱鋼の合金元素をそのままにして Ni を 15% 添加して完全にオーステナイト系鋼にすれば 550~700°C のクリープ強さはどのように変化するかを調べた。またオーステナイト鋼にして、12% Cr 耐熱鋼の合金元素量を約 2 倍にしたものについても同様に 550~700°C のクリープ強さの変化を調べた。

II. 実験 結果

実験に使用した試料の化学組成を Table 1 に示す。

試料 S3 は本実験に一部使用した 12% Cr 耐熱鋼すなわち TAF 鋼である。

試料 S1 は S3 に合金元素をそのままにして Ni を 15% にしたものであり、試料 S2 は S1 の合金元素量を約 2 倍にしたものである。

(1) クリープ破断試験

試料 S1, S2 の熱処理は TAF 鋼の熱処理と同じにした。すなわち 1150°C×1/2h→O.Q., 700°C×1h→A.C. である。

この溶体化温度はやや低いと考えられるが、TAF 鋼と比較するため同じにした。その結果を Fig. 1 に示す。

Table 1. Chemical composition of specimens.

Steel No.	C	Si	Mo	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	B
S 1	0.23	0.66	0.83	15.20	12.32	0.96	0.23	0.22	0.03	0.04
S 2	0.23	0.64	0.90	14.72	11.78	2.2	0.31	0.51	0.05	0.08
S 3	0.21	0.50	0.80	—	11.16	1.29	0.17	0.29	0.026	0.03

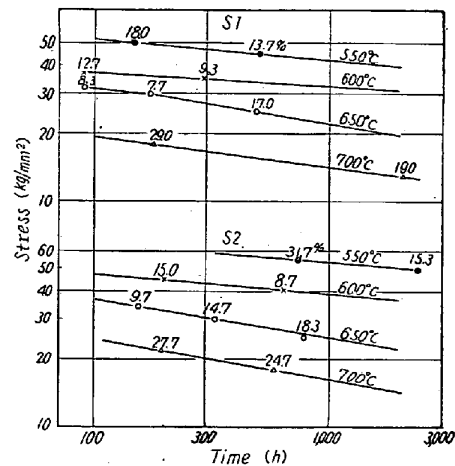


Fig. 1. Stress-time curves.

これらの結果から 12% Cr 耐熱鋼に Ni を添加してオーステナイト鋼にすれば 550°C 付近のクリープ破断強さはほとんど同じであるが 650~700°C のクリープ破断強さはいちじるしく高くなる事がわかる。特に合金元素量を多くした S2 は 550~700°C で非常に強くなっている。試料 S1 および S2 とともに 600~650°C でクリープ破断伸びがやや少ないが 700°C になればかなり大きくなっている。これから 700°C になればやや軟化が始まっていることがわかる。また 550°C で破断伸びがやや大きいのは荷重をかける途中に伸びたもので、クリープ期間中はほとんど伸びずに破断にいたる。

(2) クリープ破断

強さの比較

試料 S1, S2 および S3 の 550~700°C の 1000h のクリープ破断強さを Fig. 2 に示す。

S2 は Ni を添加して基地をオーステナイトにし、合金元素量を多くしたものであるが 550~700°C の 1000h のクリープ破断強さがいちじるしく増加することがわかる。

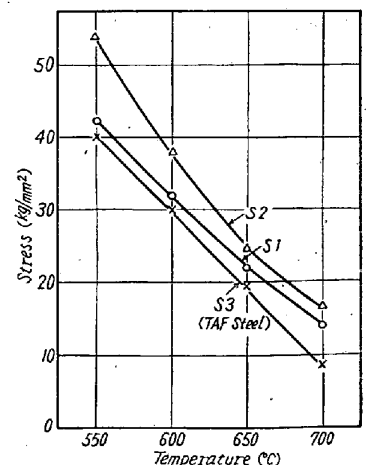


Fig. 2. Stress to rupture in 1000h: ferritic (S3) and austenitic steels (S1 and S2).

S2 は hot cold working を行なつた Timken 16-25-6 よりかなりすぐれた強さを有する。

(3) クリープ破断強さにおよぼす溶体化温度の影響
試料 S1, S2 に対しつぎの熱処理を行ない 650°C, 700°C でクリープ破断試験を行なつた。

1050°C, 1100°C, 1150°C, 1200°C, 1250°C

×1/2h → O.Q.

700°C × 1h → A.C.

650°C のクリープ破断の場合

前述の熱処理を行なつた試料 S1, S2 に対し 650°C 30 kg/mm² のクリープ破断試験を行なつた。この結果を Fig. 3 に示す。S1 は 1150°C の溶体化温度で最高のクリープ破断強さを示すが S2 は溶体化温度の上昇によりいちじるしくクリープ破断強さが向上する。

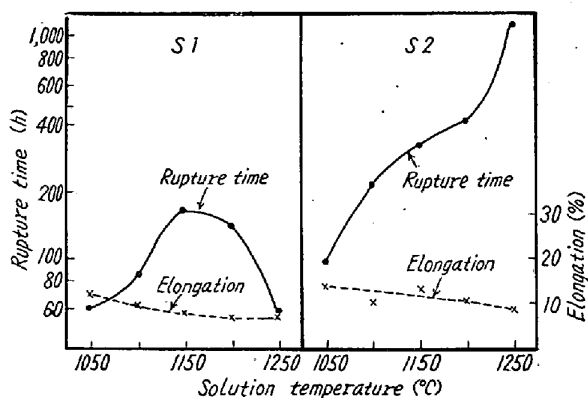


Fig. 3. Effect of different solution-treatment temperatures of S1 and S2 on the result of creep-rupture tests at 650°C, 30kg/mm².

これから S1 程度の合金元素量であれば 1150°C で十分オーステナイト地に固溶するが、S2 程度の合金元素量になると 1250°C にしなければ十分固溶しないことを示す。S1, S2 とともに溶体化温度の上昇によりクリープ破断伸びはやや減少する。

700°C のクリープ破断の場合

試料 S1, S2 に前述の熱処理を行ない、700°C, 18 kg/mm² (S1 に対し) および 22 kg/mm² (S2 に対し) でクリープ破断試験を行なつた。この結果を Fig. 4 に示す。

S1 は 1200°C の溶体化温度で最高のクリープ破断強さを示し、1250°C になるとやや低下するとともに破断伸びがいちじるしく低下する。また S2 は 650°C の場合と同様に溶体化温度が高くなるにしたがつて、いちじるしくクリープ破断強さを増す。しかし 1250°C では破断伸びがいちじるしく低下する。これは 1250°C で溶体化処理を行なうと Fe₂B の共晶ができこれが 700°C のクリープ中に脆化をおこすものと考え

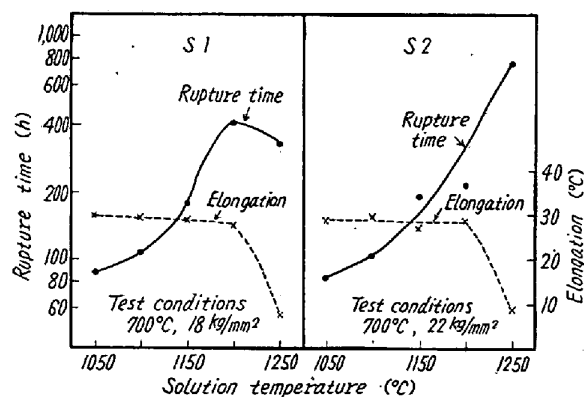


Fig. 4. Effect of different solution-treatment temperatures of S1 and S2 on the result of creep rupture tests at 700°C.

える。

(4) クリープ曲線の比較

試料 S1, S2 および S3 の 650°C, 16 kg/mm² のクリープ曲線を Fig. 5 に示す。これからフェライト系の耐熱鋼はオーステナイト系耐熱鋼とかなりことなつたクリープ曲線をえがくことがわかる。すなわちフェライト系耐熱鋼 (TAF 鋼) は最初の 200 h 程度まではクリープ速度は大きいのが 200~1000 h でクリープ速度は減じほぼ一定となる。しかし 1000 h 以上になれば軟化がはじまりクリープ速度は増大し、ついに破断する。一方オーステナイト系耐熱鋼 (S1, S2) は最初の 1000 h 程度までかなりクリープ速度は大きいのが、それ以後はかなりクリープ速度は小さくなる。これは最初の 1000 h 程度までのクリープにより加工硬化されるためにクリープ速度が小さくなるものと考えられる。S3 (TAF 鋼) は 2301 h で破断しているが、S1 は 2500 h, S2 は 4500 h でまったく破断する傾向は見られない。したがって Ni を添加してオーステナイト鋼にすれば 650°C 付近の長時間のクリープ破断強さはいちじるしく高くなることがわか

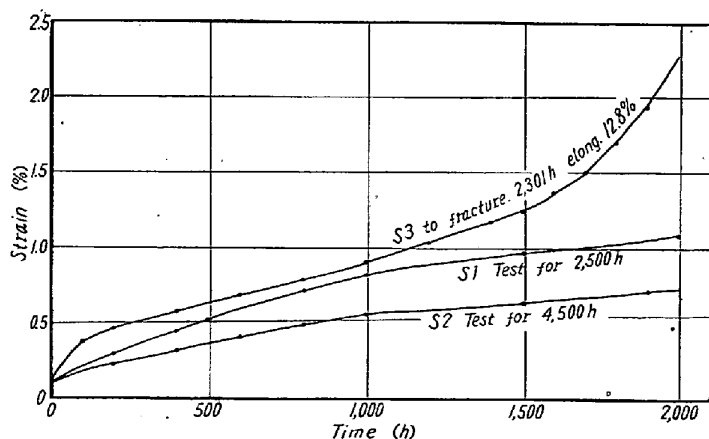


Fig. 5. Creep-rupture curves at 16kg/mm², 650°C.

る。

(5) 時効処理

試料 S1, S2 を 1150°C で溶体化処理を行ない 550 ~ 750°C で 3000 h 時効処理を行なったがほとんど時効硬化は起きない。(Table 略)

(163) 304L ステンレス鋼の焼鈍硬化と加工温度について

金属材料技術研究所 細井 祐三

On the Anneal-Hardening and Deformation Temperature for 304L Type Stainless Steel.

Yuzo Hosoi.

I. 緒 論

冷間加工した金属を焼鈍した場合、合金によつては再結晶軟化に先立つて一度硬化する現象があり、焼鈍硬化として知られている。銅合金特に黄銅については、すでに詳しく研究がすすめられ、焼鈍硬化理論として (i) 規則格子生成による、(ii) 固溶体内の転位と溶質原子との相互作用による、(iii) 析出過程の一種と考える、(iv) 冷間加工の際の合金の異方的収縮に原因する、などの理論が提出されている。

かような焼鈍硬化が 304L ステンレス鋼においても見出されたので、まず加工温度が焼鈍硬化におよぼす影響を中心に検討を加えた。

II. 実験試料および方法

試料は 304L ステンレス鋼の薄板を使用し主な化学成分は 0.03% C, 11.15% Ni, 19.78% Cr である。

実験方法としては、最初に試料を 1000°C にて 30mn 保持し室温に空冷することにより焼準を行なった。つぎに -60°C ~ 600°C の各温度に 15mn 試料を保持したのち、それぞれの温度にて約 30% までの加工を圧延により与え空冷した。その後 900°C までの温度に 1 時間焼鈍を行ない、機械的性質の変化を中心にして焼鈍硬化を調べ、あわせて顕微鏡組織の観察、X 線回折線の変化などを検討した。

III. 実験結果および考察

オーステナイト系ステンレス鋼は加工硬化しやすい合金であるが、その硬化の割合は、特に 0°C 以下においていちじるしい。これは加工によりマルテンサイト変態を起こし、その影響が、加工硬化に加わるからであろうといわれている。また Fig. 1 の加工硬化曲線に見るご

とく、400°C と 600°C の加工硬化の割合がほとんど同程度であるのは興味あることに思われる。かようにして各温度において圧延加工をした試料を焼鈍すると Fig. 2 に示すごとく 400°C 以下において加工を与えたものは、いずれも 400 ~ 500°C で焼鈍硬化を起した。焼鈍硬化の大きさは加工温度の低いほどいちじるしく、400°C にて加工したものはビッカース硬度約 10、引張り強さ約 5 kg/mm² の増加であつたが、-60°C

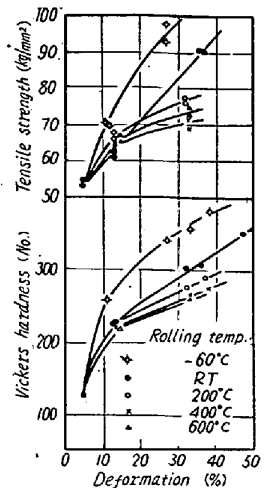


Fig. 1. Effect of rolling temperatures on hardening characteristics of 304L type stainless steel.

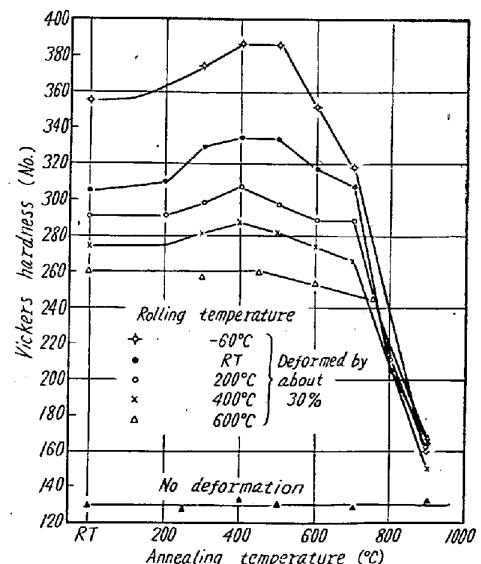


Fig. 2. Variation of hardness of 304L type stainless steel with different annealing temperatures after deformation of various temperatures.

にて加工した場合には硬度約 30、引張り強さ約 10 kg/mm² の増加を得た。加工を加えなかつた場合および 600°C にて加工を加えた場合には焼鈍硬化は認められなかつた。

この現象をより明瞭に示すために、硬化率として次式の値を求め、加工温度に対してプロットすると Fig. 3 を得る。

$$\text{硬化率}(\%) = \frac{\sigma_{45} - \sigma_{RT}}{\sigma_{RT}} \times 100$$

ここに

σ_{RT} ; 加工後焼鈍しなかつた場合の引張り、あるいは