ステンレス鋼の溶接熱サイクル途上における 高温延性に関する研究 (第 3 報)*

鈴木春義** 稲垣道夫*** 馬田豊昭****

Hot Ductility of Stainless Steels during Weld Thermal Cycle (Report 3)*

By Haruyoshi Suzuki**, Michio Inagaki*** and Toyoaki Bada****

Abstract

Six grades of stainless steels, wrought round bars of types 347, 304, 304L, 316, 310 alloys and Croloy 16-8-2 Cr-Ni-Mo alloy, were first studied about the melting temperatures, and then subjected to the RPI hot ductility test by the authors' apparatus in order to obtain the relationship of the hot ductility at 1200°C during the cooling portion of weld thermal cycle with the change of maximum heating temperatures (1220°~1380°C) of the thermal cycle, and the following results were obtained:

(1) The melting temperatures of stainless steels were almost independent of the RPI hot ductility, but those of both grades of stainless steels, type 347 and 310, which indicated a poor value of RPI hot ductility, were lower than those of the other stainless steels.

(2) RPI hot ductility of 16-8-2 Cr-Ni-Mo alloy which showed a higher value during the cooling portion from 1340°C of the thermal cycle exhibited a significant decrease when measured at 1200°C during the cooling portion from various maximum temperatures beyond 1340°C, and that of type 347 which showed a lower value exhibited a significant increase below 1340°C.

(3) Electron microscopic observation indicated that the grain boundary structures of both grades stainless steels, type 347 and 16-8-2 Cr-Ni-Mn alloy, subjected to RPI hot ductility test were markedly different; that is, precipitates were dotted clearly on the grain boundary of type 347 and electron diffraction showed that these precipitates were CbB, while no precipitates were observed in 16-8-2 Cr-Ni-Mo alloy.

(4) The investigation showed that the degree of embrittlement due to grain boundary liquation of type 347 was far greater than that of 16-8-2 Cr-Ni-Mo alloy, because the eutectic temperature due to reaction of γ -Fe and CbB was 1315°C.

RPI hot ductility measured at 1250°C during the cooling portion from 1340°C of the thermal cycle was closely related with the chemical compositions of the tested stainless steels in authors' reports I and II except martensitic stainless steel and the following formula obtained.

Hot ductility Index (I_{hd}) = $100 - (500 + 100 \text{ Ta} + 50 \text{ Cb} - 10 \text{ Mo})\%$.

This formula must be examined with all the other stainless steels, especially, about the other chemical compositions (P, S, Si, Mn etc.) of stainless steels omitted in the formula. But in general RPI hot ductility of stainless steel would be evaluated by this formula, and also the formula may be a great aid to improve the weldable stainless steel with a low hot weld cracking sensitivity, namely a higher value of RPI hot ductility.

1. 緒 言

第 1 報¹⁾および第 2 報²⁾の報告においては, RPI hot ductility test³⁾における溶接熱サイクルの最高加熱温度が 1340°C の一定温度であって, 各種ステンレス鋼の熱サイクル途上における高温延性について研究した結果を述べてきた。

その結果鋼種によって高温延性がきわめてすぐれ溶接割れ感受性の少ないものと高温延性がとばしく溶接割れ感受性の大きいものとが見出された。たとえば Croloy 16-8-2 Cr-Ni-Mo ステンレス鋼は熱サイクル冷却時の高温延性がすぐれ, AISI 347 型 310 型ステンレス鋼はその高温延性がいちじるしくとばしい。これら鋼種による高温延性の大きな差は何に原因しているかをしらべるため Croloy 16-8-2 Cr-Ni-Mo 鋼, AISI 347 型, 304 型, 304L 型, 316 型, 310 型ステンレス鋼についてまず溶融温度を測定し, 高温延性と溶融点との関係を求め, さらに熱サイクルの最高加熱温度を変化した場合の冷却中の

* 原稿受付 昭和38年 6月11日

** 正員八幡製鉄株式会社 Member, Yawata Iron and Steel Co.

*** 正員 金属材料技術研究所 National Research Institute for Metals

**** 正員 富士製鉄中央研究所 Fuji Iron and Steel Co.

1200°C の高温延性の変動についてしらべた。また Croloy 16-8-2 Cr-Ni-Mo ステンレス鋼と 347 ステンレス鋼について電子顕微鏡を用いてカーボンレプリカ抽出法による粒界析出炭化物の観察および電子線廻折による炭化物の判定を行ない検討を試みた。

第 1 報¹⁾および第 2 報²⁾において取り扱った 11 鋼種のステンレス鋼および Nippes らの報告³⁾において使用したステンレス鋼の 1 部についての PPI hot ductility test の結果を検討して、オーステナイト系ステンレス鋼の化学成分と最高加熱温度 1340°C の熱サイクル冷却途中の 1250°C における絞りとの関連性について検討を加えた。本報においては以上各種の研究と調査の結果について報告するしだいである。

2. 供試ステンレス鋼材および実験法

本報で使用した鋼材は鍛造丸棒材 AISI 347 型, 304 型, 304 L 型, 316 型, 310 型および Croloy 16-8-2 Cr-Ni-Mo ステンレス鋼であり, その化学成分, 機械的性質は Table 1 のようである。

2.1 溶融点測定法

供試鋼の溶融点測定には Fig. 1 に示すような真空電気抵抗加熱炉⁴⁾を用いた。供試ステンレス鋼を粉末状にしてタングステンコンテナにうめこみ, このタングステンコンテナを板状のモリブデンヒーターの上にのせる。このモリブデンヒーターは電流が通されて, 電気抵抗熱によって加熱され, さらにタングステンコンテナを加熱する。もちろん加熱にあたっては, 炉内を 10^{-4} Hg の真空度に保持し, 電極および炉壁は水冷を行なう。溶融点の測定は供試ステンレス鋼の内に PR-13 熱電対をうめこみ, さらに炉の上にある覗き窓ガラスを通して顕微鏡で試料表面を観察して行なう。溶けはじめと溶けおちとの 2 点を顕微鏡で観察しながらいっぽうその 2 点の温度を熱電対温度計で測定する。

コンテナにはタングステン以外に炭素やモリブデン等が用いられるが, これらは高温でステンレス鋼に固溶し, 溶融点を低下させるためにステンレス鋼の溶融点測定には不適當であり, タングステンコンテナを用いた。

2.2 熱サイクル途中の高温延性試験法

使用した熱サイクルカムは前報と同一のものであり, 前報までは最高加熱温度は 1340°C で一定であったが,

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of used stainless steels

Type of steel	Mark	Diam. or thickness (mm)	Chemical composition, (%)										Austenitic grain size	Mechanical properties		
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cb	Ta		T.S. (kg/mm ²)	Elong (%) L/D=3.54	Red. (%)
16-8-2	A	12	0.03	0.32	1.81	0.011	0.010	10.10	15.56	2.12	—	—	3	55.7	71.1	77.4
304	B	12	0.07	0.50	1.04	0.025	0.009	8.87	19.05	—	—	—	2	60.5	67.3	71.6
304 L	C	12	0.03	0.57	0.97	0.014	0.015	11.03	18.84	—	—	—	3	53.5	68.8	77.3
310	D	12	0.12	0.57	1.48	0.021	0.012	20.27	24.78	—	—	—	5	63.8	51.2	69.7
316	E	12	0.06	0.74	1.97	0.025	0.013	11.93	17.31	2.51	—	—	2	57.9	60.0	72.1
347	F	12	0.06	0.43	1.38	0.016	0.010	11.27	18.39	0.16	0.57	0.05	8	62.8	56.0	70.7

Fig. 1 Vacuum electric resistance furnace for measuring melting point

Fig. 2 Reproduced thermal cycle taken test specimens

今回は Fig. 2 に示すようにこの最高加熱温度を 1220°C ~1380°C に変えた熱サイクルを試験片にあたえ、冷却時の 1200°C の高温延性すなわち絞りを測定し、この絞り最高加熱温度との関係について調査した。試験片の形状寸法、その他の実験法は前報とまったく同一である。

2.3 顕微鏡組織試験

熱サイクル途中冷却時の 1200°C において高速引張破断した試験片の破断部の横断面と縦断面を観察できるように切断し、研磨後硝酸 1 に対して塩酸 2 の割合の混合液に数滴のグリセリンを添加した腐食液で腐食し顕微鏡組織をしらべた。16-8-2 Ni-Cr-Mo ステンレス鋼と 347 型ステンレス鋼の電子顕微鏡組織の比較を行なうため、1340°C で高速引張破断した試験片の破断部近傍の組織について Cr shadowing replica による電子顕微鏡組織と、Carbon extraction replica⁴⁾ による電子顕微鏡組織とで調査研究し、Carbon extraction replica によって抽出された粒界析出炭化物について電子廻折法によって炭化物の組成の判定を行なった。

3. 実験結果および考察

3.1 溶融温度

AISI 347 型, 304 型, 304L 型, 316 型, 310 型および Croloy 16-8-2 Cr-Ni-Mo ステンレス鋼の溶融温度測定結果は Table 2 のようである。溶けはじめ温度と溶け落ち温度を示したが、これは固相温度と液相温度に相当すると考えるには両者の間の温度差が少なすぎるので、おおよその溶融温度範囲を示すものであると思われる。

Table 2 Melting temperature of steels used

Type of steel	Melt beginning temperature (°C)	Average temperature (°C)	Melt down temperature (°C)	Average temperature (°C)
16-8-2	1420	1419	1424	1423
	1417		1422	
	1419		1422	
304	1418	1418	1423	1423
	1420		1424	
	1417		1423	
304L	1420	1419	1422	1422
	1418		1421	
	1420		1423	
310	1402	1402	1410	1409
	1401		1408	
	1404		1410	
316	1432	1433	1442	1440
	1431		1438	
	1435		1441	
347	1390	1393	1395	1398
	1395		1401	
	1393		1397	

3.2 16-8-2 Cr-Ni-Mo ステンレス鋼の高温延性

16-8-2 Cr-Ni-Mo ステンレス鋼は最高加熱温度を 1300°C~1360°C に変えて、その熱サイクルの冷却途中の 1200°C における高温引張破断の際の絞りを測定し Fig. 3 のような熱サイクルの冷却時の 1200°C における絞りに対する熱サイクルの最高加熱温度の影響をしらべた。

前報¹⁾に示すように 16-8-2 Cr-Ni-Mo ステンレス鋼は最高加熱温度が 1340°C の場合にはその冷却中の高温

Fig. 3 Relation between reduction of area at 1200°C on cooling portion of thermal cycle and max. heating temperature of thermal cycle for 18-8-2 Cr-Ni-Mo steel

Photo. 1 Specimen ruptured at 1200°C on cooling portion from each indicated max. heat temperature of a thermal cycle for 16-8-2 Cr-Ni-Mo steel

延性はすぐれ加熱中の延性にくらべその差はわずかであったが、本実験でも最高加熱温度 1340°C では冷却中の 1200°C の絞り率は約 87% できわめて延性がすぐれている。しかしこの最高加熱温度がさらに上昇してくると、16-8-2 Cr-Ni-Mo ステンレス鋼といえども冷却中の 1200°C の絞り率は低下してきて、たとえば最高加熱温度 1360°C では冷却中の 1200°C の絞り率は約 35% に低下することが判明した。

Photo. 1 に 16-8-2 Cr-Ni-Mo ステンレス鋼の各最高加熱温度の熱サイクル冷却途中 1200°C における高速引張破断試験片の外観を示す。最高加熱温度が 1340°C ではかなりの延性を示しているが、1360°C では延性がいちじるしく低下していることがわかる。

最高加熱温度 1340°C と 1360°C との熱サイクル冷却途中 1200°C における破断部の横断面と縦断面顕微鏡組織を Photo. 2 に示す。最高温度 1340°C の組織はいちじるしく延性にとむので塑性変形をうけ再結晶組織と

(a) Max. heating temperature 1340°C

(b) Max. heating temperature 1360°C

Photo. 2 Photomicrographs of regions fractured at 1200°C on cooling portion from indicated max. temperature of a thermal cycle for 16-8-2 Cr-Ni-Mo steel

($\times 100$) $\times \frac{65}{100}$

なっている。最高温度 1360°C の組織もわずかではあるが塑性変形をうけ再結晶組織となっているが、縦断面組織で判明するように旧結晶粒界で破断した形跡を示している。このように 16-8-2 Cr-Ni-Mo ステンレス鋼は最高加熱温度 1360°C でもかなりの延性を示すことが顕微鏡組織からわかる。

3.3 347型ステンレス鋼の高温延性

347型ステンレス鋼は前報¹⁾で示したように最高加熱温度 1340°C の場合の冷却中の高温延性にとばしいが、この冷却中の 1200°C の延性を向上せしめるに要する最高加熱温度を求めるために、最高加熱温度を 1220°C ~ 1360°C に変えて熱サイクル冷却途中の 1200°C の絞りに対する最高加熱温度の影響を求めたのが Fig. 4 である。

Fig. 4 は測定点のばらつきがやや大きい、これは 347型ステンレス鋼の本質的な傾向であると考えられる²⁾。347型ステンレス鋼は前報¹⁾で報告したように最高加熱温度 1340°C での冷却中の 1200°C における絞りは非常に小さく、約 15% であるが、最高加熱温度がさらに低くなると熱サイクル冷却途中の 1200°C における絞りは向上してることが判明した。たとえば最高加熱温度が 1220°C の場合に冷却途中の 1200°C の絞りは 95% できわめてすぐれている。

最高温度 1300°C ~ 1320°C の間で熱サイクル冷却時の 1200°C における絞りが急に低下している。これは後

Fig. 4 Relation between reduction of area at 1200°C on cooling portion of thermal cycle and max. heating temperture of thermal cycle for type 347 stainless steel

の電子顕微鏡観察結果のところで述べるが、347型ステンレス鋼は Cb を 0.57% 含有し、Cb 炭化物が粒界に析出し、この Cb 炭化物と $\gamma(\text{Fe})$ との共晶温度が 1315°C⁹⁾ であるので、最高加熱温度が 1315°C 以上になると結晶粒界が一部融解し熱サイクル冷却時の 1200°C における絞りが急に低下するのであらうと考えられる。

いづれにしても 347 型ステンレス鋼は 16-8-2 Cr-Ni-Mo ステンレス鋼にくらべて溶接高温割れ感受性が大きく溶接性が劣ることが判明した。各最高加熱温度の熱サイクル冷却途中 1200°C における高速引張破断試験片の外観を Photo. 3 に示す。最高加熱温度が 1220°C~1250°C まではかなりすぐれた延性を示しているが、1270°C から延性が低下しはじめ 1320°C 以上の最高加熱温度になると冷却途中の 1200°C の絞りはほとんどなくなって延性がいちじるしく低下していることがわかる。

最高加熱温度 1300°C と 1320°C との熱サイクル冷却

Photo. 3 Specimen ruptured at 1200°C on cooling portion from each indicated max. heat temperature of a thermal cycle for type 347 stainless steel

(a) Max. heating temperature 1300°C

(b) Max. heating temperature 1320°C

Photo. 4 Photomicrographs of regions fractured at 1200°C on cooling portion from indicated max. temperature of a thermal cycle for type 347 stainless steel
($\times 100$) $\times \frac{65}{100}$

途中 1200°C における破断部の横断面と縦断顕微鏡組織を Photo. 4 に示す。最高加熱温度 1300°C では絞りが約 70% あるので、その破断部組織は塑性変形をうけ再結晶組織になっている。いっぽう最高加熱温度 1320°C では絞りが約 5% でほとんど延性をうしなっていて、破断組織は変形のない脆い粒界破壊である。

このように最高加熱温度が 1300°C から 1320°C にわずか 20°C 上昇することによって熱サイクル冷却途中の 1200°C の破断状況が急に変るのは、前述したように Cb 炭化物その他が結晶粒界に析出し $\gamma(\text{Fe})$ と共晶組織をつくり、その共晶温度が 1315°C⁹⁾ であるので最高加熱温度が 1315°C 以上になると粒界が溶融し、冷却中の 1200°C においては脆化粒界となって、引張応力下で粒界破断し、延性を失うのであらうと考えられる¹⁰⁾。

3.4 304型ステンレス鋼の高温延性

Fig. 5 は 304 型ステンレス鋼の熱サイクル冷却途中の 1200°C における絞りに対する熱サイクル最高加熱温度 (1280~1370°C) の影響を示したものである。304 型ステンレス鋼は最高加熱温度 1340°C でも冷却中の 1200°C における絞りは 50% ぐらいであるが、最高加熱温度がさらに上昇すると次第に冷却中の 1200°C における絞りは低下することが判明した。304 型ステンレス鋼は 347 型ステンレス鋼のようにある最高温度で熱サイクル冷却時の 1200°C における絞りが急に低下するようなことはなく、最高加熱温度の上昇につれて冷却中の 1200°C の絞りはゆるやかに漸次低下する。しかも最高加熱温度

Fig. 5 Relation between reduction of area at 1200°C on cooling portion of thermal cycle and max. heating temperature for type 304 stainless steel

1370°C でも冷却中の 1200°C の絞り率は約 30% もあり、かなりすぐれた高温延性を示している。

Photo. 5 は 304 型ステンレス鋼の最高加熱温度 1300°C と 1370°C との熱サイクル冷却途中の 1200°C における破断部の横断面と縦断面顕微鏡組織を示す。最高加熱温度 1300°C の組織はいちじるしく延性にとむので再結晶組織となっている。

最高温度 1370°C の組織も絞りが約 30% あるので塑性変形をうけて再結晶組織となっているが、縦断面組織で判明するように旧結晶粒界で破断した形跡が残っている。このように 304 型ステンレス鋼は最高温度 1370°C

(a) Max. heating temperature 1300°C

(b) Max. heating temperature 1370°C

Photo. 5 Photomicrographs of regions fractured at 1200°C on cooling portion from indicated max. temperature of a thermal cycle for type 304 stainless steel

$$(\times 100) \times \frac{65}{100}$$

Fig. 6 Relation between reduction of area at 1200°C on cooling portion of thermal cycle and max. heating temperature for type 304L stainless steel

でも冷却中の 1200°C における延性はかなりすぐれていることが顕微鏡組織からもわかる。

3.5 304L 型ステンレス鋼の高温延性

Fig. 6 は 304L 型ステンレス鋼の熱サイクル冷却途中の 1200°C における絞りに対する熱サイクル最高加熱温度 (1260°C ~ 1360°C) の影響を示したものである。304L 型ステンレス鋼は最高加熱温度 1340°C でも冷却中の 1200°C における絞りは 60% ぐらいで 304 型ステンレス鋼より若干すぐれているが、1360°C では絞りが 0% に低下している。最高加熱温度 1360°C の絞りの値は 1 点しかないので再現性については明らかでないが最高加熱温度が上昇するにつれて冷却中の 1200°C の絞りは低下する。304L 型ステンレス鋼は最高加熱温度 1310°C までは絞りは 90% 以上ですぐれているが、それ以上の温度になると絞りの低下を生じている。

Photo. 6 は最高加熱温度 1350°C と 1360°C との熱サイクル冷却途中 1200°C における破断部の横断面と縦断面顕微鏡組織を示す。最高加熱温度 1350°C の組織は冷却中の 1200°C における絞りが 40% であるので再結晶組織となっている。しかし縦断面組織でわかるように旧結晶粒界で粒界破断した跡がみられる。最高温度 1360°C の組織は明らかに粒界破断であり絞りも 0% で変形を生じていない。

3.6 316 型ステンレス鋼の高温延性

316 型ステンレス鋼は 18Cr-12Ni に Mo が 2.5% 入ったオーステナイト系ステンレス鋼である。

Fig. 7 は 316 型ステンレス鋼の熱サイクル冷却途中の 1200°C における絞りに対する熱サイクル最高加熱温度 (1280°C ~ 1360°C) の影響を示したものである。最高加熱温度 1280°C では冷却時の 1200°C における絞りは 95

Fig. 7 Relation between reduction of area at 1200°C on cooling portion of thermal cycle and max. heating temperature for type 316 stainless steel

Fig. 8 Relation between reduction of area at 1200°C on cooling portion of thermal cycle and max. heating temperature for type 310 stainless steel

Photo. 6 Photomicrographs of regions fractured at 1200°C on cooling portion from indicated max. temperature of a thermal cycle for type 304 L stainless steel.

$$(\times 100) \times \frac{2}{3}$$

Photo. 7 Photomicrographs of regions fractured at 1200°C on cooling portion from indicated max. temperature of a thermal cycle for type 316 stainless steel

$$(\times 100) \times \frac{2}{3}$$

%できわめてすぐれているが最高加熱温度の上昇につれて絞りは漸次低下する。しかし最高加熱温度 1340°C でも50%の絞りを示し、その低下度はゆるやかであり、かなり高温延性にすぐれている。しかし最高加熱温度が1350°C 以上になると絞りの低下はいちじるしく、1360°C では絞りは約5%で高温延性を失う。

Photo. 7 は最高加熱温度が 1340°C と 1350°C との熱サイクルの冷却途上の 1200°C における破断試験片破断部組織を示す。最高温度 1340°C では絞りが50%もありその破断部組織は再結晶組織を示しているが、最高加熱温度 1350°C になると粒界の一部溶融を生じて粒界破断する。したがって絞りもほとんど生じない。

3.7 310型ステンレス鋼の高温延性

310型ステンレス鋼は 25Cr-20Ni の供試ステンレス鋼中もっともC量が多く0.12%含まれているオーステナイト系ステンレス鋼である。

Fig. 8 は310型ステンレス鋼の熱サイクル冷却途上の1200°C における絞りに対する熱サイクル最高加熱温度(1240°C~1340°C)の影響を示したものである。310型ステンレス鋼は供試鋼の中でもっとも溶接熱サイクル途上の延性にとぼしく、最高加熱温度が 1240°C でも冷却時の 1200°C における絞りは40%であり、さらに最高加熱温度が高くなるにつれて冷却途上の 1200°C の絞りは低下し、たとえば最高加熱温度 1280°C で冷却途上の 1200°C の絞りはすでに10%に低下してきわめて高温延性にとぼしい。熱サイクル冷却途上の 1200°C の高温延性をさらに向上せしむるに必要な最高加熱温度はさらに1240°C 以下の低温度となるであろう。

Photo. 8 は最高加熱温度 1270°C と 1280°C との熱サイクルの冷却途上の 1200°C における破断試験片破断部組織を示す。両者とも明らかに粒界破断であり、最高加熱温度が低いので粒界の一部溶融の跡は見られない。310型ステンレス鋼はC量が多くしかも Cr, Ni の合金成分が多いので粒界にはこれらの合金成分の炭化物等が

熱サイクルによって析出し、粒界が脆化して、最高加熱温度が比較的低いところで粒界破断するのであると考えられる。これは他の供試鋼(18-8 Cr, Ni 系オーステナイト鋼)が最高加熱温度が 1300°C 以上になって比較的高温で粒界の一部溶融を生じ粒界が脆化する現象と異なると考えられる。

4. 考 察

本試験に使用された供試材の熱サイクル冷却時の1200°C における絞りに対する熱サイクル最高加熱温度の影響をまとめて図示したのが Fig. 9 である。この図より明らかなように 16-8-2 Cr-Ni-Mo 鋼がもっとも高温延性にすぐれつぎに 316, 304L, 304 の型で、347, 310は前の4鋼種にくらべると、かなり高温延性が劣るといえる。

第2報までは鋼の熱サイクル途上の高温延性を判定するに最高加熱温度を 1340°C の一定として冷却途上の 1200°C における絞りを用いていたが、今回は熱サイク

Fig. 9 Relation between reduction of area at 1200°C on cooling portion of thermal cycle and max. temperature for various stainless steels

Photo. 8 Photomicrographs of regions fractured at 1200°C on cooling portion from indicated max. temperature of a thermal cycle for type 310 stainless steel

($\times 100$) $\times \frac{2}{3}$

Fig. 10 Comparison of reduction of area at 1200°C on cooling portion from 1340°C and max. heating temperature (50% H.D. max. temp.) and solidus temperature

Mark	Type of steel	Austenitic grain size	Diameter thickness (mm)	Chemical composition S(%)										
				C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cb	Ta	
A	wrought bar 16-8-2	3	12	0.03	0.31	1.81	0.011	0.010	10.10	15.56	2.12	—	—	Austenite
B	" 304	2	"	0.07	0.50	1.04	0.025	0.009	8.87	19.05	—	—	—	
C	" 304L	3	"	0.03	0.57	0.97	0.014	0.015	11.03	18.84	—	—	—	
D	" 310	5	"	0.12	0.52	1.48	0.021	0.012	20.27	24.98	—	—	—	
E	" 316	2	"	0.06	0.74	1.97	0.025	0.013	11.93	17.31	2.51	—	—	
F	" 347	8	"	0.06	0.43	1.38	0.016	0.010	11.27	18.89	0.16	0.57	0.05	
I	wrought plate 347	7	23	0.04	0.54	1.38	0.017	0.014	10.90	18.65	—	0.72	—	
J	" 304L	8	"	0.03	0.60	1.51	0.018	0.013	11.13	19.16	—	—	—	
L	" 304	5	"	0.08	0.42	1.00	0.040	0.013	8.28	18.46	—	—	—	
CA	" }	6.6	" }	0.08	0.45	1.64	0.027	0.014	12.17	17.90	—	0.70	—	
CB	" }	347	1.0											
CD	" }	2.8	"											
PA	" }	3.7	"											
PB	" }	304	0.9	0.05	0.57	1.53	0.019	0.006	10.05	18.30	—	—	—	
PD	" }	0.8	"											
MA	" }	4.0	"											
MB	" }	316	-0.6											
MD	" }	1.0	"	0.06	0.56	1.68	0.023	0.010	13.54	16.95	2.16	—	—	
LA	" }	3.6	"											
LB	" }	316L	-0.9											
LB	" }	0.9	"											
N	... 347	...	...	0.06	...	...	...	...	12.33	20.09	—	0.78	—	Ferrite Martensite
H	wrought bar 430	—	12	0.06	0.22	0.48	0.027	0.014	—	17.67	—	—	—	
G	" 410	—	12	0.12	0.19	0.21	0.014	0.009	—	11.61	—	—	—

Fig. 11 Relation between chemical composition and reduction of area at 1250°C on cooling portion from 1340°C of thermal cycle

ル冷却時の 1200°C における絞り率が 50% を示すに要する最高加熱温度 (50% H.P. Max. Temp.) を鋼の高温延性の判定規準にして供試材を比較すると Fig. 10 のようである。Fig. 10 には今までの判定法との比較と、溶融温度測定結果も付記した。Fig. 10 によれば両者の判定法はともに同一傾向を示し、今回用いた判定法でも十分鋼の高温延性を評価できることが判明した。今回の判定規準に 50% の絞りの値をえらんだ理由は Soldan と Mayne⁸⁾ が RPI hot ductility の絞りの値が 50% 以上であれば実際に高温で使用しても溶接継手の耐久性があること示しているからである。溶融温度と高温延性との関係はあまり明りようでないが、347, 310 は他の鋼種にくらべて若干溶融点が高いことが判明した。

第 1 報および第 2 報で各種のステンレス鋼について RPI hot ductility test を行なってきたが、今まで取り扱った鋼種の化学成分と最高加熱温度 1340°C 熱サイクル冷却時の 1250°C における絞りとの関係を求めたものが Fig. 11 である。

ステンレス鋼は最高加熱温度によって冷却時の高温延性が変わるので最高加熱温度 1340°C 一定とした場合の冷却時の 1250°C における絞りと供試鋼の化学成分との間の関係を求めた結果、Hot ductility Index (Ihd) = $100 - (500C + 100Ta + 50Cb + Cr - 100Mo)$ % という式をえた。第 1 報および第 2 報の試験においては各種ステンレス鋼の RPI hot ductility の評価を熱サイクルの冷却中 1200°C の絞りの値で行なってきたが、化学成分と高温延性の関係は冷却中の 1200°C よりも 1250°C の絞りの値の方がよく直線上にのるので冷却中の 1250°C の絞りをを用いた。この Ihd と高温延性との間には Fig. 11 に示すようにマルテンサイト系ステンレス鋼を除いた他のすべてのステンレス鋼について多少のバラツキは認められるが直線的関係がえられた。この関係は丁度 45° の勾配をもった直線関係になるので Ihd が直接冷却時の 1250°C の絞りを示す値になる。この関係式はさらに多くの鋼種について成立つかどうか調べる必要があり、殊に今後 Si, Mn, P, S, Ni 等の本式に入っていない化学成分について調べなければならない。この式からステンレン鋼の高温延性を向上するには炭素量をなるべく少なくして、粒界に析出しやすい炭化物形成元素を少なくすること、すなわち Ta, Cb, Cr 等を少なくし、逆に Mo は Cr 等より C との親和力が強くて、その炭化物を粒内に析出しやすい傾向があり、粒界に移行する炭素を補える働きをするものと考えられ⁹⁾、Mo 含有量を多くするとよいことがわかった。したがって 316L 型ステンレス鋼は Mo 入りの極低炭素ステンレス鋼であり、また 16-8-2 Ni-Cr-Mo 鋼も Mo 入りであるため高温

延性にすぐれている。つぎに 316, 304L, 304 等であり、304L は 304 にくらべて低炭素なので若干高温延性にすぐれるであろう。347, 310 はもっとも悪く、347 は Cb, Ta が含まれており、310 は Cr, C が多くて高温延性が低くなるものと考えられる。

Fig. 11 の点のバラツキの原因として考えられるのは試験において最高加熱温度 1340°C に一定とすることが試験機の精度上必ずしもうまくできないで最高加熱温度が若干上下することと、供試材の加工方法の差、および結晶粒度および熱処理履歴等である。しかし上記の原因によるバラツキが若干あっても Ihd によって供試材の RPI hot ductility test における冷却中の 1250°C のだいたいの絞りを評価することができ、また高温延性がすぐれ溶接割れ高温割れ感受性の少ないステンレス鋼を開発する場合の参考資料となるであろう。

5. 16-8-2 Cr-Ni-Mo と 347 型ステンレス鋼との電子顕微鏡観察結果

RPI hot ductility がすぐれ溶接割れ感受性の小さい 16-8-2 Cr-Ni-Mo 鋼と RPI hot ductility がわるく溶接割れ感受性の大きい 347 型ステンレス鋼とをえらび電子顕微鏡を用いて両者の間の組織的な相違について調査を行なった。

Photo. 9 は 16-8-2 Cr-Ni-Mo 鋼と 347 型ステンレス鋼の Cr shadowing replica による電子顕微鏡写真である。ともに溶接熱サイクル再現装置によって熱サイクルをあたえ最高加熱温度 1340°C において高速引張破断を行なった破断試験片の破断部近傍の組織である。使用した電子顕微鏡は日立 HS-6 型電子顕微鏡である。Photo. 9 でわかるように 16-8-2 Cr-Ni-Mo 鋼の粒界は溶融して太くなり、連なった単一の固溶体が粒界となっている感じであるのに反して 347 型ステンレス鋼の粒界には球状の析出物が不連続に析出している。このように 16-8-2 Cr-Ni-Mo 鋼と 347 型ステンレス鋼の粒界組織はまったく異なった状況を示していることがわかった。

さらに粒界に析出している析出物は何であるかその組成をしらべるために Carbon extraction replica 法⁴⁾を用いて両鋼種の粒界析出物を抽出した。その結果 16-8-2 Cr-Ni-Mo 鋼については何ら析出物は抽出できなかったが、347 型ステンレス鋼については Photo. 10 に示すように粒界から層状の CbC が抽出された。347 型ステンレス鋼のように Cb が入ったステンレス鋼は火力発電所ボイラに使用されたので多くの研究^{7,8,9,10)}があるが 347 型ステンレス鋼の溶接部の割れは F.E. Asbury ら⁷⁾によって γ -CbC 共晶の溶融点 (1315°C) が原因して RPI hot ductility test における高温延性を失うため

16-8-2 Cr-Ni-Mo

347 stainless steel

Photo. 9 Electron-micrograph by Cr shadowing replica of 16-8-2 Cr-Ni-Mo and 347 type stainless steels reproduced weld thermal cycle

(a), (b) Carbon extraction replica
(c) Selected area for electron diffraction
(d) Electron diffraction pattern (68 kV)

Photo. 10 Precipitates extracted by carbon extraction replica from 347 type stainless steel reproduced weld thermal cycle

であるといわれている。

Moが入った 16-8-2 Cr-Ni-Mo 鋼は Carbon extraction replica によって粒界析出物を抽出することができなかったが、R.N. Younger ら⁹⁾の研究によれば Mo を含んだ 16Cr-11Ni-3Mo 鋼はほとんど粒界に析出物が存在しないで、溶接割れを生じなかったと同様なことを報告している。

本実験では 304 型ステンレス鋼すなわち 18Cr-8Ni 鋼について電子顕微鏡組織の調査を行なはなかったが、R.N. Younger ら⁹⁾の報告によればこの鋼種の場合には粒界に $M_{23}C_6$ 型の Cr 炭化物が析出するといわれている。

6. 結 論

今回は Croloy 16-8-2 Cr-Ni-Mo 鋼 AISI 347 型、304 型、304L 型、316 型、310 型ステンレス鋼について溶融温度を測定し、RPI hot ductility との関係性を求め、さらに熱サイクルの最高加熱温度を変化した場合の冷却中の 1200°C の高温延性の変動についてしらべた。また Croloy 16-8-2 Cr-Ni-Mo 鋼と 347 型ステンレス鋼について電子顕微鏡を用いて Carbon replica extraction による粒界析出炭化物の観察を行なった。

そして第 1 報および第 2 報で取り扱った 11 鋼種のステンレス鋼および Nippes らの報告において使用したステンレス鋼の 1 部について RPI hot ductility test の結果を検討して、オーステナイト系ステンレス鋼の化学成分と最高温度 1340°C の熱サイクル冷却途上の 1250°C における絞りとの関連性について検討を加えた。以上の各種の調査および研究の結果についてまとめるとつぎのとおりである。

1. 溶融点測定用真空電気炉を用いて供試ステンレス鋼 6 種について溶融点の測定を行なった結果、固相温度と液相温度について正確に測定することができなかった。溶融温度と RPI hot ductility との関係については明りような関係を見出すことができなかったが、高温延性にとぼしい 347 型、310 型ステンレス鋼の溶融点は他の高温延性が比較的すぐれている鋼種の溶融点にくらべて低いことが判明した。

2. Croloy 16-8-2 Cr-Ni-Mo 鋼のように最高加熱温度が、1340°C の熱サイクル冷却途上の高温延性が、すぐれても最高加熱温度が 1340°C 以上になると冷却中の高温延性は低下し、逆に 347 型ステンレス鋼のように最高加熱温度が 1340°C の熱サイクル冷却途上の高温延性が低くても最高加熱温度が 1340°C 以下になると冷却中の高温延性は向上することがわかった。

3. 310 型ステンレス鋼は最高加熱温度が 1300°C 以

下の比較的低温度の熱サイクル冷却中の 1200°C における高温延性にとばしいが、試験片破断部の顕微鏡検査によれば粒界破断であり、最高加熱温度が低いので粒界の溶融の跡は見られない。したがって 310 型ステンレス鋼は他の 18-8 Cr-Ni 系ステンレス鋼が最高加熱温度が 1300°C 以上になって比較的高温度で粒界の一部溶融を生じて粒界が脆化する現象と異なることがわかった。

4. 第 1 報および第 2 報において用いた RPI hot ductility 判定法と熱サイクル冷却時の 1200°C における絞りが 50% を示すに要する最高加熱温度 (50% H.D. Max. temp.) を高温延性の判定規準にした場合との関連性はよく一致し、今回用いた判定法でも十分ステンレス鋼の高温延性を評価できることが判明した。

5. マルテンサイト系ステンレス鋼を除き今まで取り扱ったステンレス鋼の最高加熱温度を 1340°C 一定とした場合の冷却時の 1250°C における絞りと化学成分との間にはつぎのような関係式が大体成立つことが判明した。

Hot Ductility Index (Ihd)

$$=100-(500C+100Ta+50Cb+Cr-10Mo)\%$$

この関係式は本式に入っていない他の化学成分について調べなければならないが、一応 Ihd によって供試ステンレス鋼の RPI hot ductility test における冷却中の 1250°C の大体の絞りを評価することができ、また高温延性がすぐれ溶接割れ感受性の少ないステンレス鋼を開発する場合に参考資料となるであろう。

6. 電子顕微鏡を用いて 347 型ステンレス鋼と Croloy 16-8-2 Cr-Ni-Mo 鋼の 1340°C で高速引張破断した試験片の破断部の粒界組織をしらべた結果両者の間にはきわめて異なった組織の差を示した。347 型ステンレス鋼の粒界には析出物が不連続に析出し、この析出物は電子廻折の結果 CbC であることがわかった。したがって 347 型ステンレス鋼の RPI hot ductility のいちじるし

い低下は CbC と $r(Fe)$ との共晶点が 1315°C であり、粒界の一部が溶解して高温延性を失うものと思われる。

本報において高温延性に対する化学成分、粒界析出物、最高加熱温度の影響について報告したが、まだ十分であり化学成分の影響についてもさらに多くの各種ステンレス鋼について調査する必要がある、また電子顕微鏡組織検査も多くの鋼種について行ない、とくに高温延性を低下させる粒界析出物についてその本質をきわめる必要がある。

本研究の遂行にあたって協力していただいた清田俊之君、ならびに電子顕微鏡写真撮影にあたって協力していただいた坂東誠志郎君に対して厚く御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 鈴木, 馬田, 中村, “ステンレス鋼の溶接熱サイクル途上における高温延性に関する研究”, (第 1 報), 溶接学会誌, 28 巻, (1959), 11 号, p. 786-792.
- 2) 鈴木, 稲垣, 馬田, “ステンレス鋼の溶接熱サイクル途上における高温延性に関する研究”, (第 2 報), 溶接学会誌, 32 巻, (1963), 11 号, p. 1059-1072.
- 3) Nippes, E.F. et al, W.J. vol. 31 (1955) p. 169s-179s.
- 4) 芥川, 内山, “電子顕微鏡による鋼中非金属介在物の直接観察” 鉄と鋼, 43 巻, (1957), 11 号 p. 1223.
- 5) Nippes, E.F. et al, “An Investigation of the Hot Ductility High Temperature Alloys” W.J. vol. 34 (1954), p. 183s-196s.
- 6) K. Kimura et al, Trans. of N.R.I.M., vol. 1 (1959) p. 7-21.
- 7) F.E. Asbury et al, “Cracking in Weld Joints of Austenitic Steel in C.E.G.B. Power Stations” British W.J., vol. 7, (1960) p. 667-678.
- 8) H.M. Soldan & C.R. Mayne, “Ductility Related to Service Performance of Heavy-Wall Austenitic Pipe Welds” W.J. vol. 36 (1957) p. 141s-147s.
- 9) R.N. Younger & R.G. Baker, “High-temperature Austenitic Steels” J. Iron & Steel Inst. vol. 196, (1960) p. 188-194.
- 10) J.C. Borland & R.N. Younger, “Some Aspects of Cracking in Welded Cr-Ni Austenitic Steels” British W.J. vol. 7, (1960) p. 22-59.