極低温における 18-8 ステンレス鋼の引張性質

福島 英二* 後藤 昭* 伏見 光造**

Eiji Fukushima, Akira Goto and Mitsuzo Fushimi: Tensile Properties of 18-8 Stainless Steel at Cryogenic Temperatures. As 18-8 stainless steel has excellent mechanical properties at cryogenic temperatures, it is preferably used as structural material for cryogenic appliances. Therefore, it is very important to know the details of its mechanical properties at these temperatures. But comparatively few works have been done on mechanical properties of 18-8 stainless steel at temperatures below liquid nitrogen temperature. Then, the authors conducted tensile tests of 18-8 stainless steel at temperatures between room temperature and -271°C using an apparatus designed for testing materials at cryogenic temperatures, and discussed the details of plastic deformation and the effect of martensitic transformation on it. A brief summary of the results is as follows. (1) Serrations are observed in the plastic deformation region of load-extension curves at temperatures below -221°C , and become remarkable with decrease in temperature. Load drops in the yielding region is a little more remarkable than those in the uniform elongation region at -269° and -271°C . (2) The rate of strain hardening increases in general with decrease in temperature, and has a tendency to decrease at the end of deformation at temperatures between room temperature and -245°C . But the rate of strain hardening does not decrease even at the end of deformation at -269° and -271°C . (3) 18-8 stainless steel yields 3~4% of plastic deformation before the yield point at temperatures below -100°C . This phenomenon is thought to have a close relationship with the formation of martensite at the beginning of deformation. (4) The uniform elongation region at -269° and -271°C consists of two stages that show a different tendency in the change of strain hardening rate, and it does not contain the region of parabolic strain hardening just before the narrowing. The uniform elongation region in which the formation of α' martensite is predominant directly leads to the narrowing at -269° and -271°C .

(Received August 14, 1971)

I. 緒 言

18-8 ステンレス鋼は極低温においてすぐれた機械的性質を有するので、超電導マグネットなどの極低温機器の構造材料として好んで用いられており、極低温におけるその機械的性質の詳細を知ることは極低温工業の発展にとって非常に必要なことである。したがってこの種の研究はすでにかなりおこなわれているが^{(1)~(15)}、多くは液体窒素温度 (-196°C) あるいはたかだか液体水素温度 (-253°C) までのものであり、それ以下の温度における 18-8 ステンレス鋼の機械的性質に関する研究は少ない。筆者らはこのよう

な情勢を考慮して、前報に報告した極低温引張試験装置を用い⁽¹⁶⁾、室温から -271°C の範囲で 18-8 ステンレス鋼の引張試験を行ない、えられた結果について塑性変形の詳細やそれに及ぼすマルテンサイト変態の影響を検討した。

II. 試料、引張試験方法および引張試験結果

1. 試料および引張試験方法

試料としては径 16 mm の市販の 18-8 ステンレス鋼棒 (SUS 27 B) をそのまま用いた。試料の結晶粒の平均径は 23.2μ 、試料の化学組成は Table 1 のごとくであり、その Ni 当量は Floreen らの式によれば 24.8% である⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾。

* 東京芝浦電気株式会社総合研究所 (Research and Development Center, Tokyo-Shibaura Electric Co., Ltd., Kawasaki)

** 電子技術総合研究所田無分室 (Tanashi Branch of Electro-technical Laboratory, Tanashi)

- (1) F. R. Schwartzberg : *Cryogenic Materials Data Handbook*, Technical Documentary Report of U.S. Air Force Materials Lab., Ohio, (Feb. 1965).
- (2) ASTM Spec. Tech. Publ. No. 287.
- (3) T. Angel : J. Iron Steel Inst., **177** (1954), 165.
- (4) J. F. Breedis : Acta Met., **13** (1965), 239.
- (5) R. P. Reed and C. J. Guntner : Trans. Met. Soc. AIME, **230** (1964), 1713.
- (6) B. Cina : J. Iron Steel Inst., **177** (1954), 406.
- (7) B. Cina : J. Iron Steel Inst., **178** (1955), 230.
- (8) G. W. Powell, E. R. Marshall and W. A. Backofen : Trans. ASM, **50** (1958), 478.

(9) D. C. Ludwigson and J. A. Berger : J. Iron Steel Inst., **207** (1969), 63.

(10) J. P. Bressanelli and A. Moskowitz : Trans. ASM, **59** (1966), 223.

(11) G. P. Sanderson and D. T. Llewellyn : J. Iron Steel Inst., **207** (1969), 1129.

(12) 深瀬, 江波戸, 大久保, 村尾 : 金属学会誌, **32** (1968), 38.

(13) 田村, 牧, 波戸, 油井 : 金属学会誌, **33** (1969), 1383.

(14) 田村 : 鉄と鋼, **56** (1970), 429.

(15) J. F. Watson and J. L. Christian : Trans. Met. Soc. AIME, **224** (1962), 998.

(16) 福島, 岡本, 米満, 伏見 : 金属学会誌, **35** (1971), 257.

(17) S. Floreen and J. A. Mihalisin : ASTM Spec. Tech. Publ., No. 369 (1965), p. 17.

(18) S. Floreen and C. R. Mayer : ASTM Spec. Tech. Publ., No. 370 (1965), p. 47.

また試料の Ms 点は実測の結果 -138°C であった。試験片は ASTM の標準試験片を比例縮小したものでその寸法を Fig.1 に示す。引張試験は前報の極低温引張試験装置を用い⁽¹⁶⁾、試験片をクライオスタットに装着したのち所定の温度に冷却して行ない引張強さ、降伏応力、比例限度、荷重-伸び線図などを求めた。この場合降伏応力は室温においては 0.2% 耐力、 -100°C 以下においては上降伏応力として求め、比例限度は荷重-伸び線図が直線からそれる点の応力として求めた。なお冷媒には -196°C までの範囲を液体窒素を用い、それ以下の温度は液体ヘリウムを用いた。

Table 1 Analytical values of the chemical components of the material

Material	Chemical components (wt%)						
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
SUS 27 B	0.08	0.78	1.61	0.029	0.010	8.80	18.57

Fig.1 Dimensions of tensile specimens

2. 引張試験結果

Fig.2 には室温から -271°C における引張強さ、降伏応力および比例限度を、Fig.3 には同じく室温から -271°C における標点間の伸びおよび破断部の絞りを、そして Fig.4 には室温から -271°C の各温度における荷重-伸び線図の代表的なものを示した。Fig.2 に明らかなように引張強さ、降伏応力および比例限度はいずれも温度の降下に伴い増大するが、引張強さのそれは -196°C 以下において幾分ゆるやかになる傾向を示した。伸びおよび絞りは温度の降下に伴い減少の傾向を示した。また -221°C 以下の線図の塑性変形領域には serration がみられ、それは温度の降下に伴い著しくなる傾向を示し、 -269°C および -271°C においては極めて顕著であった。さらにこれらの温度における serration の荷重の降下は、均一伸びの領域にくらべ降伏伸びの領域においてやや大になる傾向を示した。

これらの荷重-伸び線図よりえられた真応力-真歪曲線を Fig.5 に示した。これらの曲線の歪は伸びに対する試験片の平行部以外の部分の寄与を無視し、Fig.4 の荷重-伸び線図の伸びすなわちクロスヘッドの変位を平行部のみの伸びと仮定し平行部について求めた対数歪である⁽¹⁹⁾。また

-221°C 以下の serration を示す荷重-伸び線図については、その上包絡線をその温度における荷重-伸び線図と考

Fig.2 Ultimate tensile strength, yield strength and proportional limit of 18-8 stainless steel in the temperature range between room temperature and -271°C

Fig.3 Elongation and reduction in area of 18-8 stainless steel in the temperature range between room temperature and -271°C

Fig.4 Load-extension curves of 18-8 stainless steel at temperatures between room temperature and -271°C

(19) B.Jaul, 幸田 監修, 諸住, 舟久保 訳: 金属の塑性, 丸善, (1969)。

Fig. 5 True stress-true strain curves of 18-8 stainless steel at temperatures between room temperature and -271°C

えるのが妥当のように思われるので⁽²⁰⁾、それについて真応力-真歪曲線を求めた。Fig. 5にみられるように室温の真応力-真歪曲線は面心立方金属の代表的な形状を示したが、 -100°C 以下においては曲線の形状が変化し、降伏点が明瞭にあらわれ、ひきつづいて歪とともに歪硬化率が増大する領域がみられた。歪硬化率は一般に温度の降下とともに増大の傾向を示し、 -245°C までは変形の末期において歪硬化率がやや減少の傾向を示した。しかし -269°C および -271°C においては変形の末期においても歪硬化率は減少がおこることなく破断した。

III. 引張試験結果の検討

1. 降伏点以前にみられる塑性変形および降伏伸び

Fig. 4および Fig. 5にみられるように、18-8 ステンレス鋼は低温において降伏点に達するまえにすでに少量の塑性変形を生ずる。拡大してえがかれた荷重-伸び線図についてこれを検討すると、 -100°C 以下においてはその大きき

は比較的大きく3~4%にほぼ一定していることが知られる (Fig. 6)。体心立方金属が示す類似の現象は、降伏遅れに相当するクリープによる微視的変形やリュースダース帯の小部分が発達し始めることが原因と考えられているが⁽¹⁹⁾、18-8 ステンレス鋼の場合には、この状態の試験片の平行部をX線分析したところ、Table 2にみられるように少量の ϵ' 相と、 -196°C 以下においては極少量の α' 相の存在さえみとめられたことから、特に変形の初期におけるこれらのマルテンサイトの生成と密接な関係があるものと考えられる。なおついでに Table 2は、室温から -269°C までの各温度において各段階の塑性歪を与えた試験片平行部にCrの K_{α} 線を用いて γ 相の(111)、(100)および(110)の各面、 α' 相の(110)および(100)面、 ϵ' 相の(10 $\bar{1}$ 0)および(10 $\bar{1}$ 1)面からの回折線を測定し存在する相を定性分析した結果である。

次に降伏伸びについては、すでに平野らにより相変態を伴う塑性変形がリュースダース帯のそれと同様に全体に伝播する可能性が指摘されているが⁽²¹⁾、この場合相変態は

Fig. 6 Plastic elongation before upper yield point and total plastic elongation before the end of yielding of 18-8 stainless steel at low temperatures

Table 2 Results of X-ray analysis of parallel portions of specimens strained to various stages at various temperatures

Temperature	Phase	Just before yielding	Yielding	After yielding		
				Stage 1	Stage 2	Stage 3
20°C	γ	+++		+++	+++	+++
	α'	-		-	-	+
	ϵ'	-		-	-	-
-100°C	γ	+++	+++	+++	++	++
	α'	-	+	++	+++	+++
	ϵ'	(+)	+	+	-	-
-196°C	γ	+++	+++	++	+	+
	α'	(+)	+	+++	+++	+++
	ϵ'	+	+	+	(+)	-
-269°C	γ	+++	+++	++	+	
	α'	(+)	+	+++	+++	
	ϵ'	+	+	(+)	-	

Note +++ large amount, ++ medium amount, + small amount, (+) very small amount, - analysis is not available

(20) G.Y.Chin, W.F.Hosford Jr. and W.A.Backofen: Trans. Met. Soc. AIME, **230** (1964), 1043.

(21) 平野, 須藤, 柚島: 金属学会誌, **33** (1969), 975.

Table 2 に明らかなように、明瞭な降伏点があられる -100°C 以下においては少量の ϵ' 相とともにすでに少量の α' 相の存在も認められたことから、 α' 相の生成を含むものであることが知られる。

2. 均一伸びの領域

降伏点を過ぎてからくびれを形成しはじめるまでのいわゆる均一伸びの領域を検討するために、各温度における荷重-伸び線図より歪硬化率を求めた。歪硬化率は真応力-真歪曲線上の各点の接線の勾配としても求められるが、修正した曲線について求めるよりも拡大して記録された荷重-伸び線図から次式により直接的に求める方が曲線を書き直すことにより生ずる誤差を避けることができ精度がよいと思われたのでその方法によった⁽¹⁹⁾。

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = \left(1 + \frac{dl}{l_0}\right) \left[\frac{d(F_0/S_0)}{d(dl/l_0)} - \left(1 + \frac{dl}{l_0}\right) + \frac{F}{S_0} \right] \quad (1)$$

ここで $d\sigma/d\epsilon$ は歪硬化率、 dl/l_0 は相対伸び、 F/S_0 は荷重を試験片平行部の最初の断面積で除した値である。 l_0 には平行部の長さを採用した。 -221°C 以下の serration を示す荷重-伸び線図については真応力-真歪曲線の場合と同様に上包絡線について歪硬化率を考えた。えられた歪硬化率を降伏点を起点とした塑性伸びの関数として Fig. 7 (a), (b), (c) に示した。室温における均一伸びの領域は Fig. 7(c) にみられるように三つの段階からなっている。第1段階は歪とともに歪硬化率が減少する領域、第2段階

Fig. 7 Relation between the rate of strain hardening and plastic strain after yielding of 18-8 stainless steel at temperatures between room temperature and -271°C

はほぼ一定の歪硬化率を有する直線状硬化領域、第3段階は歪とともに再び歪硬化率が減少する放物線状硬化領域と考えられる。 -100°C から -245°C の範囲においては Fig. 7(b) にみられるように変形はやはり歪硬化率の変化の傾向の異なった三つの段階を経て進行するが、マルテンサイト変態の影響などによりその様子は室温の場合と大分異なっている。ここで歪とともに歪硬化率が減少する第3段階はくびれの形成にうつるまえの段階で、試験片平行部の塑性歪と飽和磁化の強さの関係を示す Fig. 8 の -196°C の曲線からも知られるように、第1段階および第2段階にくらべ α' マルテンサイトの生成がいくぶんゆるやかになる領域と考えられる。なお Fig. 8 は、 -196°C および -269°C において種々の大きさの塑性歪を与えた場合試験片平行部に生ずる α' 相の量を、試料振動型磁力計を用い飽和磁化の強さとして測定し降伏点を起点とした塑性歪に対して示したものである。次に -269°C と -271°C における均一伸びの領域は、Fig. 7(a) にみられるように二つの段階からなっており、この場合特に注目されることは Fig. 7(b) の第3段階に相当する放物線状硬化領域が存在しないことである。これは Fig. 8 の -269°C の曲線に見られるように α' マルテンサイトの生成の著しい均一伸びの領域から直接くびれの形成に移ることを意味している。

Fig. 8 Change of saturation magnetization of the parallel portions of specimens with plastic strain after yielding at -196° and -269°C

3. 電子顕微鏡による破面の観察

さらに -269°C および -271°C において破壊した試験片については走査型電子顕微鏡を用いて破面の観察を試みた。結果の代表例として -271°C の破面を Photo. 1(a), (b), (c) に示す。Photo. 1(a) にみられるように破面には星形破面の特徴である大きな放射状の亀裂がみられ、破面の中心付近には Photo. 1(b) に明らかなように dimple と思われる凹みが多数観察された。凹みの底には小孔らしいもの

Photo.1 Micro-fractographs of a specimen fractured at -271°C
(whose load-extension curve is a in Fig.4)
(a) From the center to the rim of the fracture surface
(b) The center of the fracture surface
(c) Cracked part of the fracture surface

がみられるがこれらは介在物が剥離したあとかもしれない。さらに中心部ほど明瞭ではないが、Photo.1(c)にみられるように亀裂がみられる附近にも dimple とされる凹みが多く観察された。これらの特長は -269°C の破面にもみられた。なお試験片の破断部は大部分がカップ・コーン型の形状を示した。

IV. 総 括

前報に報告した極低温引張試験装置を用いて室温から -271°C の範囲で18-8ステンレス鋼の引張試験を行ない、えられた結果について塑性変形の詳細やそれに及ぼすマルテンサイト変態の影響を検討した。研究の結果を要約すると次のとおりである。

(1) 室温から -271°C における18-8ステンレス鋼の引張強さ、降伏応力および比例限度はいずれも温度の降下に伴い増大するが、引張強さのそれは -196°C 以下において幾分ゆるやかになる。伸びおよび絞りも温度の降下に伴い減少する。

(2) -221°C 以下の荷重-伸び線図には塑性変形領域に serration がみられ、それは温度の降下とともに著しくなり、 -269°C および -271°C に至っては極めて顕著になる。 -269°C および -271°C の serration における荷重の降下は均一伸びの領域にくらべ降伏伸びの領域においてやや著しい。

(3) 室温の真応力-真歪曲線は面心立方金属の代表的な形状を示すが -100°C 以下においては降伏点が明瞭にあらわれ曲線の形状が変化する。歪硬化率は一般に温度の降下とともに増大し -245°C までは変形の末期においてやや減少の傾向を示すが、 -269°C および -271°C においては変形の末期においても歪硬化率の減少がおこることなく破断する。

(4) 低温において18-8ステンレス鋼は降伏点に達するまえにすでに少量の塑性変形を生じ、その大きさは -100°C 以下においては3~4%にほぼ一定している。この現象は変形の初期におけるマルテンサイトの生成と密接な関係があるものと考えられる。

(5) -269°C および -271°C における均一伸びの領域は歪に対する歪硬化率の変化の傾向の異なる二つの段階からなり、 -100°C から -245°C の範囲においてみられるくびれの形成に移るまえの放物線状硬化領域の存在はみられない。 -269°C および -271°C においては α' マルテンサイトの生成の著しい均一伸びの領域から直接くびれの形成に移行する。

おわりに本研究は工業技術院の大型プロジェクトの一環として行なわれたものであることを付記し、論文の発表をおゆるし下さった工業技術院太田暢人院長をはじめ関係各位に感謝の意を表する次第である。