17-7 ステンレス鋼の機械的性質におよぼす Nb, Al 添加の影響*

平 山 俊 成** 小切間 正 彦**

Toshinari Hirayama and Masahiko Ogirima : Influence of Nb and Al Additions on Mechanical Properties of 17-7 Stainless Steel. In order to improve both Federbiede Grenze and formability of Fe-Cr-Ni stainless steel for spring, the influence of Nb and Al additions on the mechanical properties and on the amount of generated martensite of 17-7 stainless steel were investigated. Furthermore, the influence of Nb additions on the martensitic transformation in Fe-Cr-Ni stainless steel were also studied. Hardness, tensile strength, Federbiede Grenze, Young's modulus, elongation and bendability were measured as mechanical properties, and the amount of generated martensite was estimated by means of the saturation flux density measurement. The Nb content was 0.1~1.9 wt% in simple additions and about 1 wt% in complex additions with Al. The amounts of Al additions were 0.4~1.4 wt%.

The results obtained are summarized as follows :

(1) By the addition about 1 wt% Nb to 17-7 stainless steel containing 0.4 wt% Al or more, the formability before age-hardening is remarkably improved and the W type bending radius becomes less than 1.2 times as large as the specimen thickness, and Federbiede Grenze after age-hardening considerably increase to about 180 kg/mm². The effect of Nb additions seems to appear in specimens containing only 0.3% Nb.

(2) By the addition of about 1% Nb, athermal martensite easily generates because of the substantial decrease of the Ni equivalent due to the fixing of most solute carbon atoms and the resulting decrease of flow stress. On the other hand, the gap between Ni equivalents of chemical compositions appropriate for the generation of athermal martensite and for the generation of strain-induced martensite is lessened.

(Received November 30, 1970)

I. 結 言

** 株式会社日立製作所中央研究所(Central Research Laboratory, Hitachi Ltd., Kokubunji)

* 1967年4月および1970年4月本会東京大会に一部発表

Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼はばね材料として多方面で用いられるようになってきたが、高度の機械的特性が要求され特に最近の電子機器の小型化あるいは精密化にともなっ

(1) 森本, 鈴木, 土方: 金属学会誌, **30**(1966), 346.

生じてはならない。下型と上型とは互に平行で、曲げ内側半径は 0.2, 0.4, 0.6, 0.8, 1.0, 1.2, 1.4, 1.6, 1.8, 2.0, 2.2 および 2.4 mm から選択して用いるものとする。顕微鏡組織を観察する試料の腐食は電解腐食によるもので、電解液は HNO_3 と CH_3OH を等量に混合したものである。

III. 実験結果および考察

1. 17-7 ステンレス鋼の成型性に対する Nb 添加の影響

約 17% の Cr と約 7% の Ni を含む Fe-Cr-Ni ステンレス鋼に約 2% 以下の Nb を添加した試料 (No. 823~828) の Nb 量と W 曲げ半径の関係を Fig. 2 に示した。この図からわかるように、曲げ性は 1% Nb 付近の組成でもっとも良好になり、Nb 量が少なくても多くても曲げ性は低下している。したがって、成型性に着目した場合の最適 Nb 添加量は約 1% で、実用的には約 0.3% 以上が考えられる。Nb 量の少ない場合に曲げ性が悪いのは固溶炭素の存在によるものであり、Nb 量が多い場合は Nb 化合物の存在による清浄度の低下⁽²⁾により曲げ性が低下するものと思われる。

Fig. 2 Relation between W type bending radius and Nb content in 17-7 stainless steel (cold rolled and 0.8 mm thick)

2. 17-7 ステンレス鋼と 1% Nb 添加 17-7 ステンレス鋼の機械的性質に対する Al 添加の影響

(1) 硬 度

Al 添加量とビッカース硬度の関係を Fig. 3 に示す。このように、圧延のままの試料では 1% の Nb 添加により硬度が著しく低下し、Nb を添加しない試料より Hv 150~200 低くなっている。Nb 添加により圧延のままの試料の硬度が低下するのは、大部分の C が Nb の炭化物となり固溶炭素量が非常に少なくなるためと考えられる。

つぎに、時効後の試料の硬度についてみると、Al 添加量の増加にしたがって硬度は上昇し、Al 添加量 1.0~1.2% 付近にピークがあり、これ以上 Al が増すと硬度は低下する傾向を示すようになる。これは δ フェライトの増加により時効による硬度上昇が小さくなるためといわれている⁽³⁾。

また、Nb なしの場合には Al がいないと時効による硬度上昇がほとんど現われず、時効の原因は Al 化合物の析出によることを間接的に示しているが、Nb 入り試料では Al がなくてもビッカース硬度が約 100 上昇していて Nb 化合物の析出を予想させる。

このように、Al を含む 17-7 ステンレス鋼においても圧延のままの試料の硬度は約 1% の Nb 添加により大幅に低下し、時効前の成型加工を容易にするものと考えられる。

Fig. 3 Effect of Al additions on hardness in 17-7 and 17-7-1 Nb stainless steel

(2) ばね限界値

ばね限界値と Al 量の関係を Fig. 4 に示す。圧延のままの試料では、Nb を添加しない場合に Al 量によるばね限界値の変化が大きく、Al 量の増加により著しく低下する。これに対して約 1% の Nb を含む圧延のままの試料では Al 添加量に影響されることなく約 60 kg/mm² の低水準で安定している。一方、時効後のばね限界値は Nb なしの試料では 130 kg/mm² 程度までしか上昇しないが、1% Nb を

Fig. 4 Effect of Al additions on Federbiege Grenze in 17-7 and 17-7-1 Nb stainless steel

(2) 田上, 井上: 鉄と鋼, 45 (1959), 1002.

(3) 湯川, 水谷, 坂: 金属学会誌, 31 (1967), 850.

含む時効材は 180 kg/mm^2 程度まで増加し、きわめて大幅なばね限界値の上昇が現われる。Nb 添加試料の場合には、この値は Al 量にはあまり関係ないようで 0.4% Al 以上では高水準を維持しているが、Nb のみ添加して Al を含まない試料では約 160 kg/mm^2 位まで低下している。このように、17-7 PH ステンレス鋼のような Al を含みマルテンサイトの多いステンレス鋼に対して約 1% の Nb を添加したときの効果は大きく、圧延のままでは 60 kg/mm^2 位の低水準のばね限界値で成型加工し易く、成型後時効することにより約 180 kg/mm^2 の非常に高いばね限界値を得ることができる。Fig.4 に示すように、電解鉄を原料とした C を含まぬ Nb なしの試料は、圧延のままでは Nb 添加試料と同様の値を示し、時効すると Nb なしの試料と同様の値になっており、前項で述べた推定の妥当なことを示しているようである。

(3) 引張強さ

引張強さと Al 量の関係を Fig.5 に示す。このように引張強さは硬度とほぼ同様の挙動を示すが、Nb を添加した時効材は Al 量が増加しても引張強さは低下の傾向を示していない。引張強さの全般的挙動の機構は硬度の場合に述べたのと同様に考えてよい。

Fig.5 Effect of Al additions on tensile strength in 17-7 and 17-7-1 Nb stainless steel

(4) 伸 び

伸びと Al 添加量の関係は Fig.6 に示すように他の機械的性質とやや異なった傾向を示している。すなわち、 1% Nb 添加試料では Al 量に関係なく約 $4\sim 4.5\%$ の伸びであるが、Nb を含まない圧延のままの試料では Al 添加量の増加にしたがって伸びも大きく増加している。しかし、時効材では低 Al 添加量において Nb を含まない試料の方がやや低い伸びを示し、Al 添加量 1.2% 以上で Nb 添加試料と同等あるいはそれ以上の伸びを示している。高い伸びを示した圧延のままの Nb なし試料は局部伸びが少なく全面伸びが多いのに対して、伸びの少ない Nb 添加試料では局部的な伸びが多く全面伸びの少ないことが、このような伸びの大小の原因になっている。

ところで、冷間圧延したステンレス鋼では飽和磁束密度が低く、すなわち残留オーステナイトが多く加工度の低い材料ほど伸びが大である⁽⁴⁾。そこで、試料の飽和磁束密度と伸びの関係をグラフにしてみると Fig.7 になる。この図からあきらかなように、Nb を添加していない Al 添加量の多い試料は伸びが大きく飽和磁束密度は低くなっており、良好な伸びは変態誘起塑性にも関係があると思われる。変態誘起塑性により伸びを生じている場合は necking の抑制の効果があることは多くの研究者により指摘されており^{(5)~(8)}、高い伸びを示した材料は局部的な伸びが少なく全面伸びが多いという前述の実験結果と一致する。その他の原因としては、オーステナイトは *fcc* であるから加工硬化が大きく necking をおこしにくいことも挙げられる。飽和磁束密度の高い試料では伸びが少ないが、 1% の Nb 添加により若干改善されていることがわかる。

Fig.6 Effect of Al additions on elongation in 17-7 and 17-7-1 Nb stainless steel

Fig.7 Relation between elongation and saturation flux density in 17-7 stainless steel with less than 1.4% Al

(5) 曲 げ 性

圧延のままの試料における Al 添加量と W 曲げ半径の関係を Fig.8 に示す。このように、Nb なしの試料では Al 添加量の少ない場合に曲げ性は悪いが、Al 添加量の増加とともに急速に改善される。 1% Nb 添加試料では $1.0\sim 1.4$

(4) 平山：金属学会誌，**35**(1971)，447。

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

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

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

(8) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Bush : Trans. ASM, **60**(1967)，252。

mm の W 曲げ半径で良好である。このように 1% Nb 添加の試料では比較的良好な曲げ特性を示し、特に Al 添加量が 0.4~1.0% において良好だが、Nb なしの試料では 1.4% 以上の Al 添加量ではじめて良好になり、Al 添加量の変化による曲げ特性の変動は相当大きい。また、曲げ特性の良好な高 Al 組成の材料は溶解加工がやや困難であるといわれており、総合的に安定した良好な曲げ特性を得るには 1% Nb 添加材が適当である。

Fig. 8 Effect of Al additions on the W type bending radius in 17-7, 17-7-1 Nb stainless steel (cold rolled and 0.8 mm thick)

ところで、Al 添加量 0.8~1.2% の場合、伸びの良好な Nb なしの試料より伸びの低い Nb 添加試料の方がすぐれた曲げ性を示しており、曲げ特性は伸びとは直接的な関係は認められない。これは伸びの測定が局部伸びと全面伸びの合計として測定されているので、局部伸びが相当あっても全面伸びの少ない場合は、試料全体の伸び量は少なく測定されるためであり、曲げ特性を向上するために全面伸びの大きいことを必ずしも必要としないことを示している。これは、変態誘起塑性の増加による全面伸びの改善が曲げ特性に好影響を与えることは事実としても、伸びの増加から期待されるほどではないこともあり得ることを示している。また、光学顕微鏡組織の観察により、オーステナイトの結晶粒の大きさは約 1% の Nb の添加により $\frac{1}{2}$ ~ $\frac{1}{3}$ に微細化していることが認められるから、これも曲げ特性の向上に寄与しているものと考えられる。

(6) 弾 性 率

Al 添加量と弾性率の関係を Fig. 9 に示す。このように、弾性率に対する Al 添加量の影響は小さいが、Nb 添加の影響は相当認められ、1% の Nb 添加により 1000~2000 kg/mm² 上昇する。また時効によっても 500~1000 kg/mm² の上昇が現われる。Nb 添加により弾性率が上昇するのはマルテンサイト量の増加によるもの⁽⁹⁾であろう。

3. Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼の組織に対する Nb, Al 添加の影響

(1) 17-7 ステンレス鋼と 1% Nb 添加 17-7 ステンレス鋼の組織に対する Al 添加の影響

Fig. 10 は溶体化処理材と 50% 圧延材 (圧延のまま) の Al 添加量と飽和磁束密度の関係を示したものである。Nb

を添加しない試料の溶体化処理材における傾向は Table 2 に示す顕微鏡組織の観察結果による δ フェライト量の傾向とよく一致しており、この場合の飽和磁束密度の上昇は δ フェライトの増加によるものとみられる。なお、 δ フェライトの状況は著者がさきに Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼の組織写真として示したもの⁽⁹⁾と同様である。

Al 添加量の増加により δ フェライト量が増すのは、Al が状態図上 γ ループを形成するフェライト安定化元素であ

Fig. 9 Effect of Al additions on Young's modulus in 17-7, 17-7-1 Nb stainless steel

Fig. 10 Effect of Al additions on saturation flux density in 17-7, 17-7-1 Nb stainless steel

Table 2 Amount of δ ferrite of each specimen

Heat No.	Charged Al (wt%)	Nb content (wt%)	Amount of δ ferrite
659	—	0.96	Very small
660	0.4	1.10	Small
661	0.8	1.01	Rather large
662	1.0	1.32	Rather large
663	1.2	1.04	Large
664	1.4	1.10	Large
674	—	—	Very small
675	0.4	—	Very small
676	0.8	—	Small
677	1.0	—	Small
678	1.2	—	Small
679	1.4	—	Large

(9) 平山, 小切間: 金属学会誌, 34(1970), 511.

るため、1% Nb 添加試料の場合は Al 添加量の増加により Nb なしの場合よりさらに多量の δ フェライトを形成することが顕微鏡組織観察により認められる。同じ Al 添加量でも Nb 添加試料の方がやや多量の δ フェライトを生じるのは Nb もまたフェライト安定化元素であるため、Al の δ フェライト形成促進作用を助長するからであろう。1% Nb 添加試料の場合は、顕微鏡観察でほとんど δ フェライトを発生していない試料でも高い飽和磁束密度を示し、冷却により生成されるマルテンサイト (以下 athermal martensite と記す) が溶体化処理材に多量存在しているので、Fig.10 から δ フェライト量を推定することはできないが、Nb なし試料では前述のように飽和磁束密度は δ フェライト量を相対的に示しているとみられる。Fig.10 から Al 添加量 1.4% の場合の δ フェライト量を推定すると約 30% になる。

つぎに、athermal martensite 生成量について検討してみると、Nb なしの試料の場合は前述のように顕微鏡組織観察と飽和磁束密度の測定結果から athermal martensite 量は微量であると推定されるのに対して、1% Nb 添加試料では多量の athermal martensite が発生しているとみられる。Fig.10 で溶体化処理した 1% Nb 添加試料の低 Al 側における飽和磁束密度は athermal martensite 量を相対的に示すもので、100% マルテンサイトの飽和磁束密度を 16000 Gauss とすれば、1% Nb 添加試料の athermal martensite 量は低 Al 側では約 80% に達する。しかし、Al 添加量が増加するにしたがって δ フェライト量も急増するが飽和磁束密度は増加せずむしろ低下の傾向を示しているの、athermal martensite 量は Al 添加量の増加により相当低下していることになる。これは高温において γ 相と δ 相に分離しているときに、固溶元素の濃度に差が生じ γ 相の方には γ 安定化元素が、 δ 相には α 安定化元素が多く溶解するようになり、総合的には γ 相の Ni 当量が増加しマルテンサイト変態しにくくなったからであろう。

このように Nb を添加することにより athermal martensite 量が大幅に増加する原因としては、(i) Nb が固溶炭素を固定することにより実質的には Ni 当量が減少すること、(ii) 固溶炭素の固定により生成されたマルテンサイトの変形抵抗が大幅に減少し、変態歪の緩和が容易におこることが考えられる。まず (i) について考えてみると、Ni 当量 (オーステナイト安定度を示す化学組成上の値で、その詳細は既報⁽¹⁰⁾に述べた) は次式で示されるから

$$(\text{Ni}) = \text{Ni} + 0.65 \text{Cr} + 0.98 \text{Mo} + 1.05 \text{Mn} + 0.35 \text{Si} + 12.6 \text{C} \quad (1)$$

全炭素量を 0.07% としてその全量が固定されると、これによる Ni 当量の減少は 0.88% になる。また (ii) については、すでに述べたように 17-7 ステンレス鋼に約 1% の Nb を添加することにより、圧延のままのばね限界値が半分位に

低下することから考えて、生成されたマルテンサイトの変形抵抗が Nb なしの場合より著しく低いことは間違いないといえる。しかし、変態歪の緩和がマルテンサイト中でおこるという確証もなく、変態初期には残留オーステナイト中でおこる可能性も大きい。したがって、このような推論は非常に多量のマルテンサイトを生成している段階で考慮されるべきものと考えられ、今後検討すべき問題であろう。

歪誘起マルテンサイト量は Fig.10 における圧延のままの飽和磁束密度から溶体化処理材の飽和磁束密度を差引いた値から推定できるが、Nb なしの試料では Al 添加量の増加にしたがって歪誘起マルテンサイト量は急減している。この原因は前述の Nb 入試料における athermal martensite 量の減少と同じで、 δ フェライトの分離により γ 相中の Ni 当量が増加しマルテンサイト変態をしにくくなったためであろう。1% Nb 添加試料も Al 添加量が増加すると歪誘起マルテンサイト量は減少する傾向を示す。

(2) Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼のマルテンサイト変態に対する 1% Nb 添加の影響

1% Nb 添加試料の溶体化処理材と 50% 圧延材について、Ni 当量と飽和磁束密度の関係を示すと Fig.11 のようになる。 δ フェライトの影響を避けるため、Al 添加量が 0.4% 以下の試料を用いている。ところで、Nb を添加しない Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼の Ni 当量と飽和磁束密度の関係については、同様のグラフが各種圧延率の場合について既に示されている⁽⁴⁾。

この両図を比較してみると、(i) athermal martensite が生成し始める組成は Nb 添加によりやや高 Ni 当量側にずれる、(ii) Nb 添加材ではグラフの直線部の勾配がやや大

Fig.11 Relation between saturation flux density and Ni equivalent in Fe-Cr-Ni stainless steel with 1% Nb

きくなり、多量のマルテンサイトを生成し易くなる、(iii) 溶体化処理材と 50% 圧延材の曲線の間隔が Nb 添加により非常に小さくなる、などの差がみられる。

(i) の現象は前述のように Nb による固溶炭素の固定により実質的に Ni 当量が減少するためとみられ、athermal martensite を生成し易くなっている。

(ii) の現象は Nb による固溶炭素の固定によりマルテンサイトの変形抵抗の減少を生じ、多量のマルテンサイトを生じている段階での変態歪の緩和が容易におこることによるものと推定するののも一つの考え方である。なお、オーステナイト組織では Nb を添加しても焼鈍材の降伏点は変化しないことが知られているから⁽¹¹⁾、変形抵抗も変化しないと考えると、周囲の組織がすべてオーステナイトである athermal martensite を生成し始める段階や、変態歪による加工硬化が少なくオーステナイトの変形抵抗がマルテンサイトの変形抵抗に達しない範囲すなわちマルテンサイト生成量が少ない場合には、Nb 添加によるマルテンサイトの変形抵抗の減少は影響をおよぼさないことになり、直線部の勾配は大きくなって Fig. 11 の結果と一致する。また、前節で述べたようにオーステナイトの結晶粒は Nb 添加により微細化するし、積層欠陥に Nb 炭化物を析出することも広く知られているから、オーステナイトの変形抵抗は Nb の添加により、減少よりも増加する可能性の方が大きいとも思われ、この点からもオーステナイトの変形抵抗のみを考慮したのでは説明が十分でないといえる。

つぎに (iii) について考えてみる。Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼を冷間圧延すると、圧延による外部応力と変態歪の積で与えられる仕事量だけ変態に要する蓄積自由エネルギーが小さくてよいことになり、athermal martensite を発生しないようなやや高 Ni 当量の化学組成でも歪誘起マルテンサイトを発生するようになるが⁽¹⁰⁾、この場合の Ni 当量のずれ $\Delta(\text{Ni})'$ は次式で示される⁽⁴⁾。R は圧延率 (%) を示す。

$$\Delta(\text{Ni})' = 2.3 \log \ln \{100/(100-R)\} + 2.9 \quad (2)$$

したがって、50% 圧延材では約 2.55% の Ni 当量の減少に相当することになるが、Fig. 11 では約 1.1% にすぎない。このように、マルテンサイト変態に対する冷間加工の効果が小さくなる原因としては、冷間加工による外部応力が小さくなること、すなわち試料の変形抵抗が小さくなることが考えられる。同じ加工度の試料で変形抵抗が小さくなるには、より多くの変態誘起塑性があつて加工硬化が少なくなるか⁽⁴⁾、あるいは圧延された残留オーステナイトの変形抵抗より生成されたマルテンサイトの変形抵抗の方が小さいことが必要である。なお、大部分の組織がオーステナイト相である 1% Nb 添加試料 (No. 50) の圧延材は約 40 kg/mm² のばね限界値を示しており、Nb を添加しない場

合同様であり、一方、オーステナイトの結晶粒は Nb 添加により微細化することや、積層欠陥に対する Nb 炭化物の優先析出を考えれば変形抵抗は Nb 添加により増加する可能性もあるものとみられる。(iii) の原因としてどのような機構を考えるのが妥当であるかは今後の研究に待つ必要がある。

このように、Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼に約 1% の Nb を添加すると athermal martensite を生成する組成と歪誘起マルテンサイトを生成する組成との差が縮少し、歪誘起マルテンサイトを得るための化学組成範囲は小さくなる。

なお、図中に Nb, C の両元素を添加しない試料の飽和磁束密度をも示したが、1% Nb 添加材と同様の値になっている。

Nb および Al の元素自身としての Ni 当量に対する影響は、既報で述べた方法⁽¹⁰⁾により算出すると (1) 式における係数が Nb は -0.04, Al は -0.10 となるから、両元素とも含有量が約 1% 以内とみれば、実用上 Nb, Al は考慮なくてよいといえる。Nb の C_T (ある温度における平衡状態のオーステナイトの合金元素濃度)、 C_α (ある温度における平衡状態のフェライトの合金元素濃度) は 989°C でそれぞれ 0.6, 1.1 at%, Al の C_T , C_α は 1150°C でそれぞれ 1.2, 2.0 at%⁽¹²⁾ として計算した。なお、Nb は C と共存する場合、NbC となって析出することが多く、この場合には当然さらに多量の Nb が含有されることになるが、オーステナイトの安定度に直接影響するのは固溶している Nb 量であり、これは一応前述の値でよいものと考え、NbC を形成することによる影響は既に述べたように固溶 C 量の減少という形で考慮してある。

(3) 17-7 ステンレス鋼の組織に対する Nb 添加量の影響

前述のように、Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼に約 1% の Nb を添加することにより、固溶している炭素が固定されマルテンサイトの生成が容易になるが、Nb 量は約 1% に固定してあったので、ここでは Nb 量を変化させマルテンサイト変態に対する影響を検討することにする。

Fig. 12 に Nb 量と飽和磁束密度の関係を示す。溶体化処理材に生成する athermal martensite 量は Nb の添加により急速に増加し、0.5% の Nb で約 12000 Gauss の飽和磁束密度となり、それ以上の Nb 量になっても飽和磁束密度は飽和状態になっている。ところで、この測定に用いた試料は No. 823~828 であり、その平均 C 量は 0.04% である。C の原子量を 12, Nb の原子量を 93 として、0.04% の C が NbC になるのに要する Nb 量を求めると 0.31% Nb となり、0.5% 程度の Nb 量で十分であることがわかる。なお、NbC の析出は鋼塊の凝固末期においてすでに認められており⁽¹³⁾、1050°C で溶体化処理後もその存在が認めら

(11) *Metals Handbook*, Amer. Soc. for Met., 8th Edition, 1 (1961), 503.

(12) M. Hansen: *Constitution of Binary Alloys*, McGraw Hill Book Co., (1958).

Fig.12 Relation between saturation flux density and Nb content in 17-7 stainless steel

れている⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。前述の値は Fig.12 における溶体化処理材の飽和磁束密度が飽和し始める Nb 量とはほぼ一致している。C 量を JIS 規格 SUS 27 の上限である、0.08% とすると、これを固定するのに要する Nb 量は約 0.62% であり、1% 程度の Nb 量で十分であることになる。場合によって

は、0.7~0.8% にしても問題ないとみられる。以上、固溶する C がすべて NbC になると仮定しているが、これは十分な Nb 量を推定するための仮定であり、若干の C が固溶状態で存在しているか否かは不明である。

IV. 結 言

ばね用ステンレス鋼の機械的性質を改善する目的で、主として 17-7 ステンレス鋼に対する Nb, Al 添加の影響を調べ、次の結論が得られた。

(1) 0.4% 以上の Al を加えた 17-7 ステンレス鋼に約 1% の Nb を添加することにより、時効前の成型性は著しく改善されて W 曲げ半径は板厚の約 1.2 倍以下になり、時効後のばね限界値は大幅に増加し約 180 kg/mm² に達する。なお、Nb 添加量は 0.3% 程度でも効果が現われる。

(2) 約 1% の Nb を添加することにより、固溶炭素の大部分が固定されて実質的な Ni 当量が減少すること、および変形抵抗が低下することにより athermal martensite は発生し易くなる。一方、athermal martensite を生成する組成と歪誘起マルテンサイトを生成する組成との Ni 当量差は縮小する。

最後に、本研究を行なうにあたり多大の御支援、御協力をいただいた日立金属株式会社小野健二博士、中村信夫博士、江上種一氏、日立製作所戸塚工場 長屋 稔博士に厚く感謝の意を表する。また多くの御援助をいただいた当所、大原秀晴博士、土井俊雄博士、小林 勝博士、実験に協力された中島宗保氏、兼頭修身氏に感謝する。

(13) 田上, 井上: 鉄と鋼, **45** (1959), 1002.

(14) V. Čihál and J. Ježek: J. Iron Steel Inst., **202** (1964), 124.

(15) M.A.P. Dewey, G. Sumner and I.S. Brammar: J. Iron Steel Inst., (1965), 938.