

鋼の焼入残留應力に及ぼす変態及び熱収縮の影響 (II)

(昭和 23 年 10 月本會講演大會にて講演)

菅 野 猛* 阪 本 甲子郎[△]THE EFFECT OF TRANSFORMATION AND THERMAL CONTRACTION
ON THE QUENCHING STRESS OF STEEL (II)*Takeshi Sugeno & Koshiro Sakamoto*

Synopsis: In succession to the previous experiments, we have studied the residual stress of quenched high Ni-Fe alloys by G. Sachs' boring method. The results are as follows: (1) When the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation is in the higher temperature range, the thermal contraction and the expansion caused by the transformation act on the residual quenched stress additively. (2) In the case of irreversible high Ni-Fe alloys, of which $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation lies in the lower temperature range, or in the elastic range, it seems that the effect of thermal stress has been erased and only the effect of transformation appears on the residual stress. (3) With regards to the high Ni-Fe alloys such as no transformation takes place above room temperature, we have obtained the distribution curve of pure thermal stress type (outer-compression, inner-tension) about the usually quenched specimen. However, when the quenched specimen is still more cooled to the liquid oxygen temperature so as to pass the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation range, it is recognized that the previous residual stress is relieved. (4) The effect of thermal stress on the residual stress of quenched specimen is more remarkable as the section becomes larger.

From the results of experiments above mentioned, we have tried to make some theoretical explanation about the mechanism of origination of quenching stress when quenched from γ to α state of Ni-Fe alloys.

I 緒 言

前報¹⁾迄に得られた結果を復習すると、Ni-Fe 合金製円棒形試験片の焼入残留應力を Sachs 法を用いて測定した場合比較的 Ni 合金に於ては、 γ 状態から常温へ急冷して得られる残留應力の分布は概ね変態應力型及び熱應力型²⁾の混合した様な形を示し、その大き及び分布曲線の形は焼入温度及び冷却速度に依り異なる。而して変態前であると変態後であるとを問わず熱應力が大きくなる様な処理をしたもの程残留應力の形は熱應力型に近くなる。所が $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態點が常温附近にあるが如き比較的高 Ni の非可逆性 Ni-Fe 合金に於ては焼入温度の如何に拘らず又冷却速度の如何に拘らず得られた残留應力分布は變態應力型を示し然もその値は極めて小さい。

我々は此の原因を G. Wassermann, E. Scheil³⁾ 等に依り報告されている所謂“變態塑性”の現象に基くものと考えた。即ち低 Ni 合金に於ては $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態が高温の塑性域⁴⁾に於て起る爲熱収縮に依る應力、及び變態

膨脹に依る應力は容易に不均一塑性歪に変化して去るが(此の不均一塑性歪の分が常温になつてから残留應力として利いて来る) $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態が常温附近にある高 Ni 合金に於ては、熱収縮が弾性應力として存在している所で變態が開始するので、“變態塑性現象”に依り熱應力が緩解し變態夫れ自身に基く應力のみが後に残ると考えたのである。

然し以上の説明も更に應力發生の機構に迄立入つて考えて見ないと判然としない點があり又焼入の際、熱應力は變態に依り凡て解消されると云う様な説⁵⁾も出ているので、之等の點を確めて見る可く今迄の實驗に追加して些少の實驗を行い之等を経めて考察を行つた結果を此處に第 2 報として報告する。

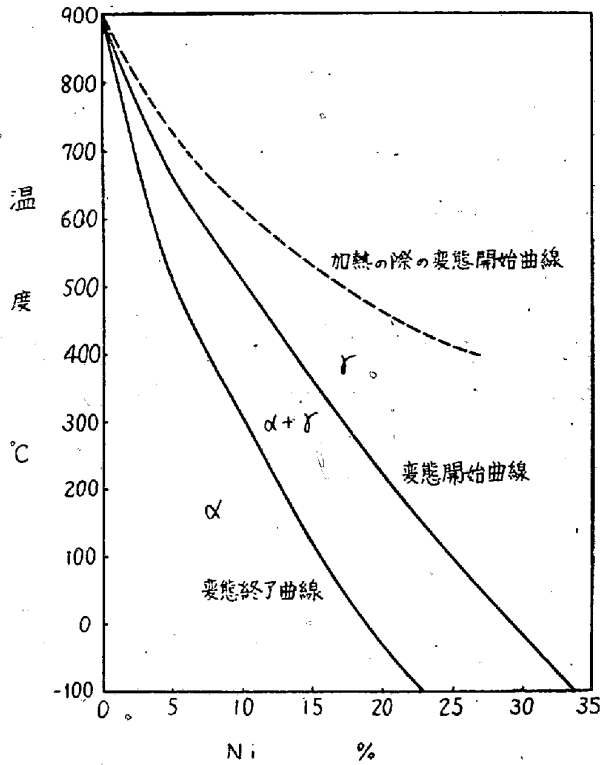
* 大阪大學産業科學研究所

[△] 新扶桑金屬工業株式會社製鋼所

** こゝに言う塑性とは粘性をも含めた廣義の非弾性を意味する。

II. 比較的低温に變態點を有する二三の Ni-Fe 合金の焼入残留應力に関する實驗

第1報に於ては高 Ni 非可逆性 Ni-Fe 合金に関する實驗の数が少なかつたので更に追加して實驗を行つた。使用した [Ni-Fe] 合金の分析成分表を第1表に示す。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態開始温度は J. S. Marsh⁴⁾ に依る Ni-Fe 合金の冷却變態圖 (第1圖) を採用すれば、22.4% Ni では約 170°C、27.3% Ni では約 40°C、31.6% Ni では約 50°C である。もつとも我々の場合は Marsh の状態圖よりは多少温度が高目に出た。



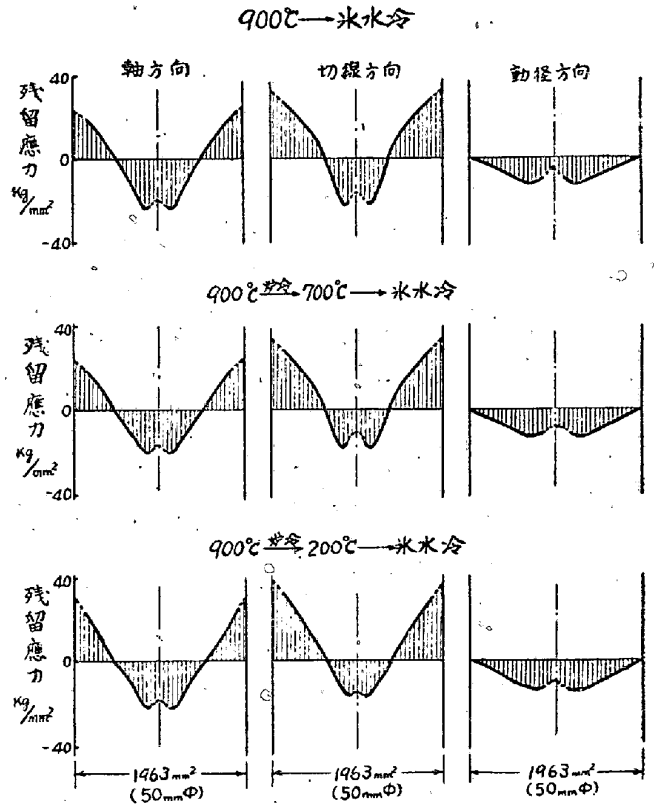
第1圖 Fe-Ni 合金の冷却變態圖

Ni-Fe 合金は各成分のもの共 Ajax の高周波爐に於て 50kg 熔解し、之を 60mmφ のインゴットに造塊してから 51mmφ × 152mm に機械仕上をした。試験片は使用前豫め 900~1000°C に長時間加熱して均質化してある。残留應力測定は Sachs⁵⁾ 穿孔法を使用し穿孔は旋盤を用いて 0.5~1mm 宛削り取つた。外径、長さの變化はマイクロメーターを用いて測定したが、測定は温度の變化を避ける様に注意し且つ標準試験片に依り屢々マイクロメーターの指示を check した。測定誤差は 2/1000mm 以内である。

第1表 供試 Fe-Ni 合金分析成分 (%)

	C	Si	Mn	Ni
22.4% Ni-Fe 合金	0.10	0.30	0.33	22.35
	0.12	0.29	0.23	22.35
27.3% Ni-Fe 合金	0.06	0.22	0.31	27.27
31.6% Ni-Fe 合金	0.06	0.24	0.34	31.57

第2圖に 22.4% Ni-Fe 合金の結果を示す。變態前に於ける熱應力の影響を見る爲焼入温度を 900°C、700°C、200°C と變えて實驗した。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態の温度は約 170°C であるから 200°C から焼入れたものに就ては變態應力のみが作用していると考えても差支えないであらう。圖



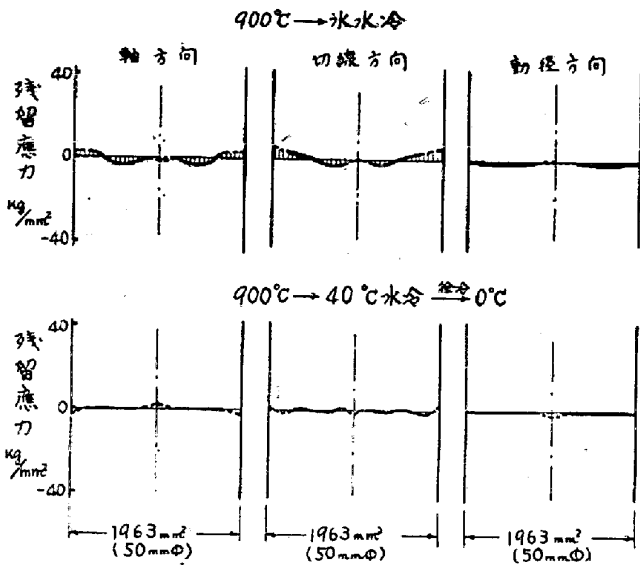
第2圖 22.4% Ni-Fe 合金を種々の温度から氷水中へ焼入した時の残留應力分布曲線

を見るに残留應力の分布、大小何れも略等しく焼入温度に基く差は認め難い。即ち變態直前の温度から焼入れたものも 900°C から焼入れたものも殆ど同じ様な分布曲線と與えている。従つて焼入残留應力には變態前の熱應力が影響を及ぼしていないものと判断される。

第3圖は 27.3% Ni-Fe 合金に関する結果であつて、900°C から氷水冷したものと變態直上の温度である 40°C 迄急冷して其處から 0°C 迄徐冷したものととの二つの結果が示してある。圖に依れば應力の値は極めて小さく 900°C → 氷水冷のもので 5kg/mm² 位、900°C → 40°C → 0°C (徐冷) のものでは殆んど零である。従つて分布曲

III. 變態及び熱収縮の影響と Ni 含有量との關係

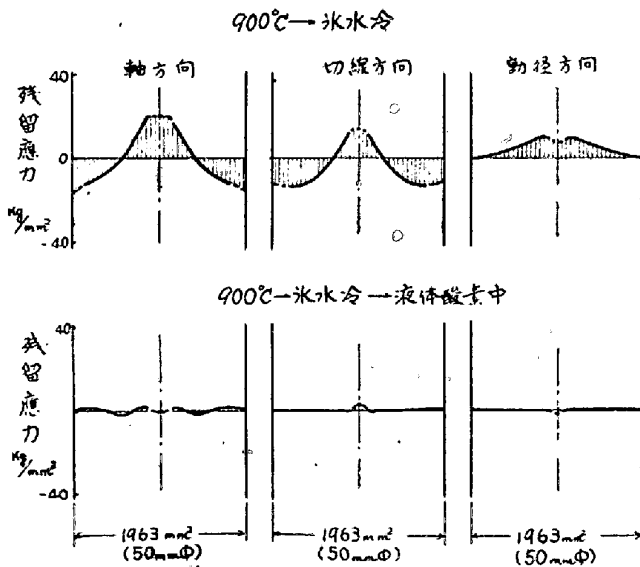
第5圖は種々の Ni% の Ni-Fe 合金に就き焼入温度と残留應力分布との關係を見たもので、切線應力分布を變態曲線と對照して示してある。圖を概観するに 22.4% Ni 以外の合金は凡て焼入温度に依り分布曲線の形と大きさが變つて來ている。此の點を更に詳しく説明すると



第3圖 27.3%Ni-Fe の焼入残留應力分布曲線

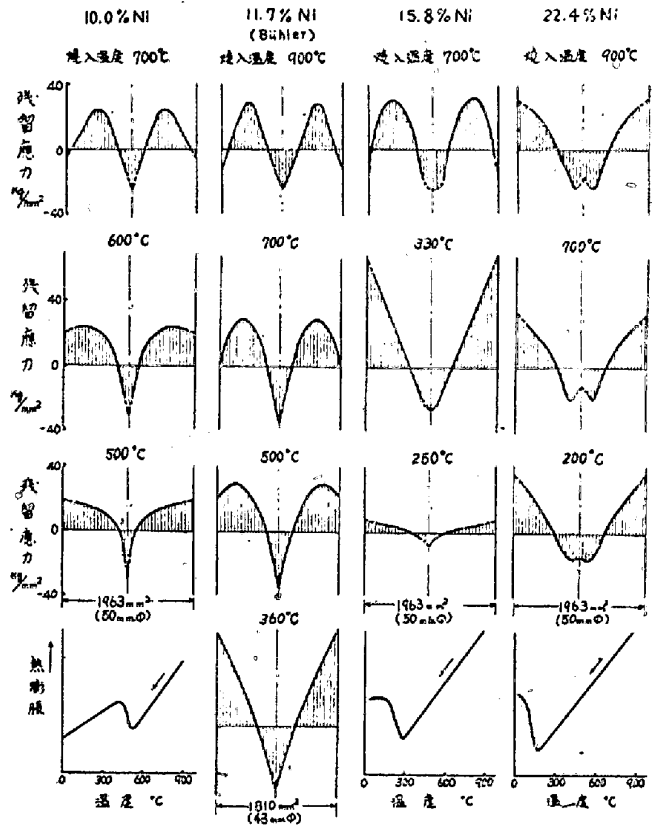
線の形も判定し難いが 900°C → 氷水冷のものでは變態應力型となつてゐる様である。

第4圖は 31.6%Ni-Fe 合金の焼入残留應力であるが此の成分は第1圖からも判る如く常温では γ 状態で $\gamma \rightarrow \alpha$ の變態開始は約 -50°C で起る。實驗は 900°C → 氷水冷と 900°C → 氷水冷 → 液體酸素と二種類行つたが前者では



第4圖 31.6%Ni-Fe の焼入残留應力分布曲線

可成大きな熱應力型分布を示し後者では應力は殆ど零になつてゐる。高 Ni-Fe 合金で焼入後熱應力型の残留應力分布を示すものゝあることは既に Bühler⁶⁾ 等に依り報告されているが、我々の實驗では初めて遭遇した結果である。尙同一熱處理を行つたものを液體酸素中に浸すと残留應力が殆ど零になるのは興味ある事實であつて之に就ては後節で纏めて述べる。



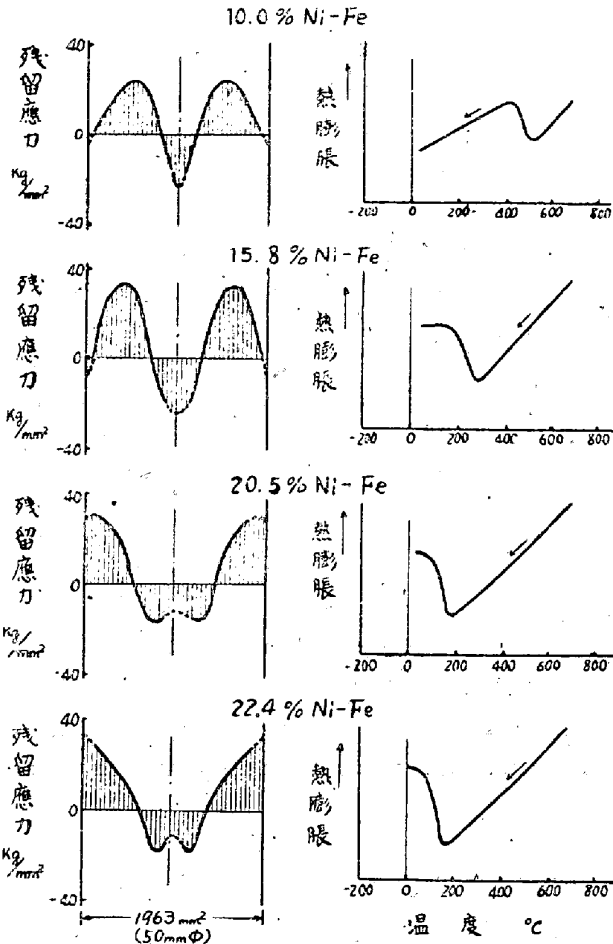
第5圖 各種 Ni-Fe 合金の焼入温度を變えて氷水冷した場合に於ける残留應力比較 (切線方向)

22.4%Ni 以外のものでは變態點に比して相當高温から焼入れた場合は表面と中心の間に應力の極大値が生じてゐるが、變態點直上乃至變態開始下の温度から急冷すると表面張力、中心壓力となり中間に極値が出ない (所謂變態應力型)¹⁾ 前者は變態直前に内外不均一な熱収縮が存在して居り、後者はその様な事が無い事から判断して残留應力には變態前の熱収縮が影響を及ぼしてゐるのであらうと想像される。

譬えば 10%Ni, 11.7%Ni (Bühler)⁶⁾ の場合を見るに焼入温度を下げて行くと、極大點に於ける尖鋭さが段々緩かになつて遂に極大點の消失する有様が明瞭に判る。然るに 22.4%Ni であると前節に於ても説明した様に焼

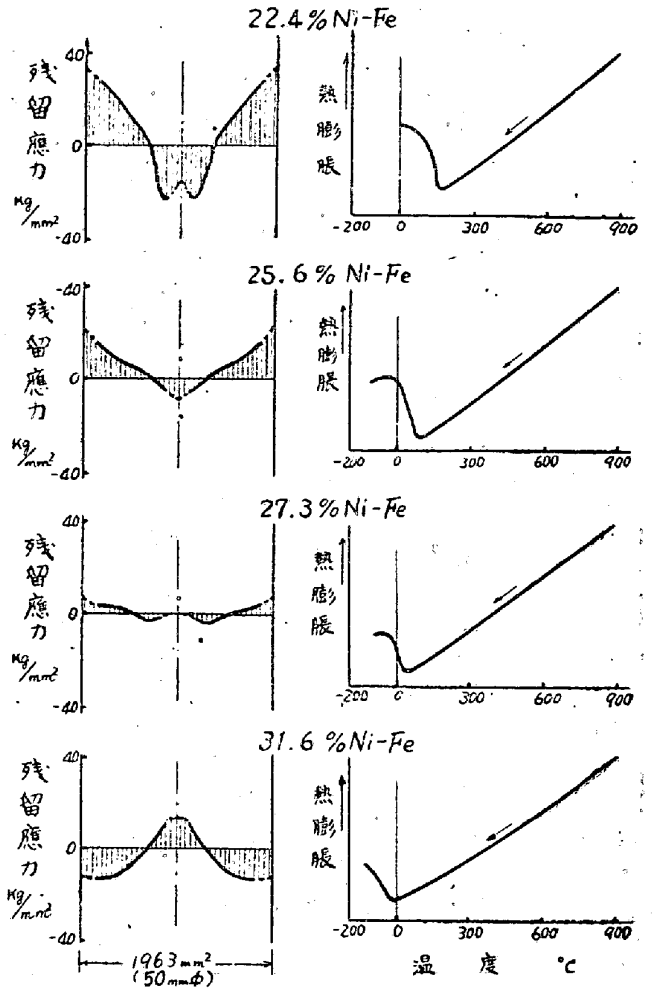
入温度を如何に變えても残留應力の値、分布曲線の形状等に影響を及ぼさない。

第6圖、第7圖は變態點以上の或る一定の温度から焼入した時の残留應力が Ni 成分に依り如何に變るかを切線應力に就て變態曲線と對照して示したもので、データ



第6圖 各種 Ni-Fe 合金の變態曲線と 700°C → 氷水冷した時の残留應力分布 (切線方向)

の都合に依り 10~22.4%Ni は 700°C から氷水冷 (第6圖), 又 22.4%Ni 以上は 900°C から氷水冷 (第7圖但し 22.4%Ni は兩方の温度から焼入れしている) して、低 Ni の部分と高 Ni の部分で焼入温度が少し異なるが、傾向を見るだけならば兩者を通観しても大體差支え無い。圖を見るに 10%Ni, 15.8%Ni は熱應力型、變態應力型の混合形であるが 20.5%Ni~27.3%Ni では凡て變態應力型である。後者の場合その大きに着目すると 20.5%Ni~22.4%Ni 位迄は略一定の値を示しているが、25.6%Ni になると可成減少し 27.3%Ni になると非常に小さくなる。而して 31.6%Ni になると再び熱應力型を呈す。之等の結果を變態曲線と比較考察して見るに、變態開始温度が 180°C 以下になると残留應力は變態應



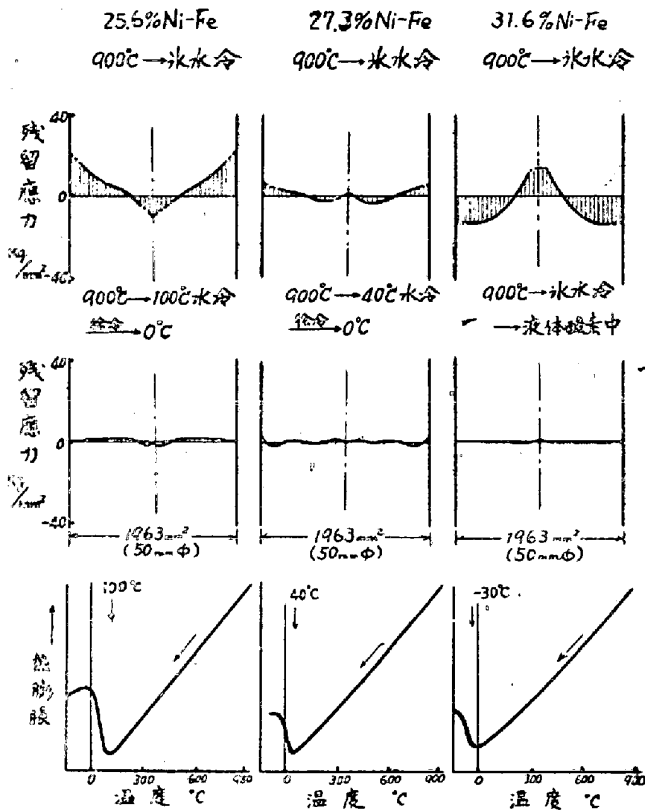
第7圖 各種 Ni-Fe 合金の變態曲線と、900°C → 氷水冷した時の残留力分布 (切線方向)

力型を示し、變態開始點が 100°C より下ると残留應力値の減少を來し、0°C 以下になると熱應力型になつて了う。即ち變態開始温度が 0°C~180°C にあるものでは變態開始に至る迄の熱應力の影響は凡て打消されている事が判る。此の事は焼入温度を變えて實驗した場合 (第5圖) にもはつきり見られた所であつた。31.6%Ni が熱應力型になるのは變態を經過していない點から見て背かれる。以上の事實から變態が比較的低温で起る時は、焼入温度の如何に拘らず、又 Ni% の如何に拘らず變態前の熱應力の影響が打消されるが、變態が高温で起る場合焼入残留應力は熱應力と變態應力の影響の組合せられた様な形になる事が結論される。

IV. 變態直前の温度迄急冷して以後徐冷した時の應力分布から想像される變態塑性現象

第8圖は比較的高 Ni の合金を 900°C から氷水冷し

た時の残留應力分布と變態直前の溫度迄急冷して以後 0°C 迄徐冷した時の残留應力を比較して示してある (切線方向の應力に就て). 尤も前にも述べた様に 31.6%Ni の場合は氷水冷しても尙變態開始に至らないので氷水冷後更に液體酸素中に浸漬した時の残留應力を氷水冷した時の残留應力と比較してある.



第8圖 Ni-Fe 合金を氷水冷した場合と變態直前の溫度迄急冷して以後徐冷した場合の應力分布比較 (切線方向)

圖に依れば氷水冷したものは夫れ夫れ或種の應力分布を示しているが變態直前の溫度迄急冷して以後徐冷したものの、残留應力は殆ど凡て零に近い値を示している。而して氷水冷した時の残留應力分布は Ni% に依り異つて居り變態開始點と冷却液 (0°C) との間の溫度差の最も大きい 25.6%Ni の場合 (變態開始溫度は約 100°C) が應力値も最大で表面に約 20kg/mm² の張力が現れて居り變態開始點が約 40°C の 27.3%Ni では (冷却液との溫度差は約 40°C) 應力値もずつと減つて表面の張力も約 6kg/mm² 程度になつている。然し以上の二者は何れも表面張力、中心壓力で明瞭な變態應力型分布を形成している。之に對して 0°C で變態開始に至らない 31.6%Ni では前二者と反對の熱應力型を呈して居り表面に約 12~13kg/mm² の壓力、中心に約 14kg/mm² の張力を生じている。特に最後のものに就ては同時に氷水冷し

た他の 1本の試験片を引續き、液體酸素中に浸漬して變態を經過させてから測定すると残留應力が零になる事からして、他の場合も變態直上の溫度迄急冷した時は (即ち 25.6%Ni では 100°C 迄急冷した場合であり、又 27.3%Ni では 40°C 迄急冷した場合に當る) 3番目のものと同様に熱應力型残留應力を生じていたのが後の處理で變態を經過する中に其處に存在していた應力を緩解して了つたと推察する事が出来よう。

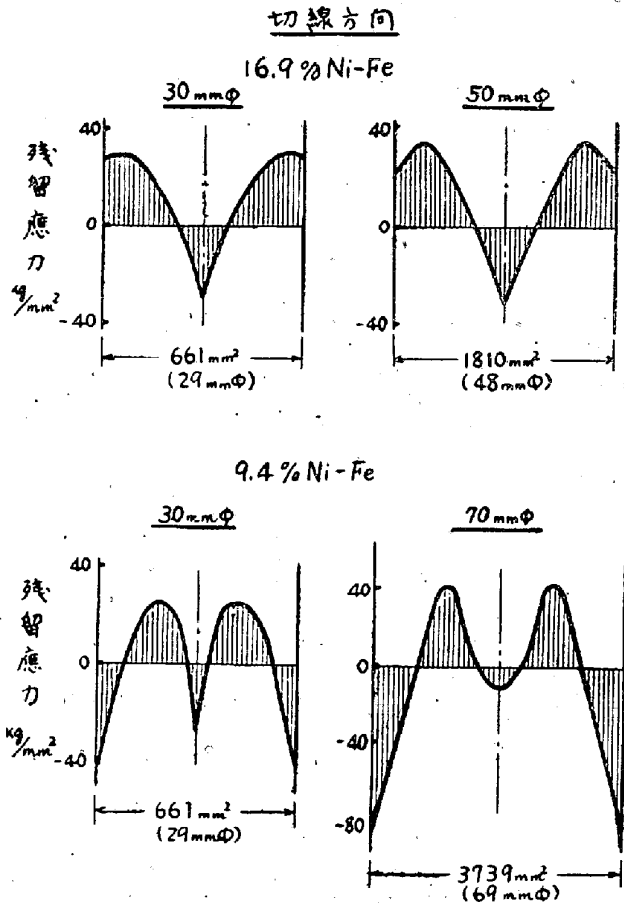
即ち第1報にも述べた様に $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態が低温にあるものでは變態域を徐冷すると變態前に生じていた熱應力に基く残留應力を緩解せしめる事が更に確められた。但し高温から焼入れる事に依り $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態域を急速に通過させたものでは、表面張力、中心壓力なる所謂變態應力型の残留應力が生ずる (變態が低温にある場合)。而してその値は變態開始點と焼入液との溫度差の大きいもの程大きい。

焼き入れを二段に區切り變態直前の溫度迄一旦急冷して熱應力型残留應力を生ぜしめ、其處から更に變態域を徐冷しながら通過させた場合、前に存在していた應力が緩解されることは既に第1報で説明したが高温から急冷して變態を經過させた場合 $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態が低温にあるものでは何故熱應力の影響が残留應力の上に全然現れて來ぬかと云ふ點に就ては未だ明瞭な説明を與えて置かなかつた。この事に就ては後節で詳述する。

V. 焼入残留應力に及ぼす變態前の熱應力の影響に就て

Ni-Fe 合金に於ける焼入残留應力の發生機構に關して考察を進める前に一部の研究者に依り言われている如く變態點の上から焼入れた時の残留應力には、果して如何なる場合も變態前の熱應力の影響が現れて來ぬものであるか否かに就き考察を加えて見たい。岩瀬、佐野兩氏³⁾の實驗に依れば確かに變態點以上の溫度から冷却された試験片の残留應力は材質の如何を問わず凡て表面張力、内部壓力となつていて變態の影響が決定的であるかの如くである。但し今迄得られた他の多くの實驗結果⁶⁾⁷⁾では、炭素鋼とか低合金鋼とかの場合は變態點の上から焼入れても表面に壓力、内部に張力が現れているが、合金成分の量の多いものになると表面に張力の生ずるものが出て來て、我々の Ni-Fe 合金の結果とよく一致している。前記兩氏の實驗結果が何故他の結果と異つているかに就ては目下の所不明であるが、唯他の結果は概ね比較的大きな試験片に關しての實驗であるのに對し、同氏等の使用した試験片は薄い板試験片である點が注目され

る。我々は試験片の大きを廣範圍に變えて實驗してないので試験片の大きさの影響に就て確かな結論を述べる事は出来ないが、次に述べる Bühler⁶⁾の結果から想像するに試験片の径の小さいもの程變態の影響が大きい様に感じられる。即ち第9圖が夫れで 16.9%Ni-Fe 及び 9.4%Ni-Fe の2種類の合金に就て夫れ夫れ同一焼入を

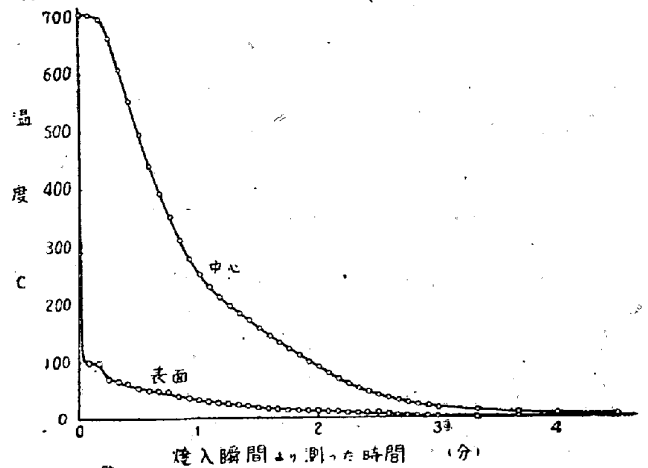


第9圖 900°C→氷水冷せる Ni-Fe 合金の残留應力分布に及ぼす試験片の大きさの影響 (Bühler)

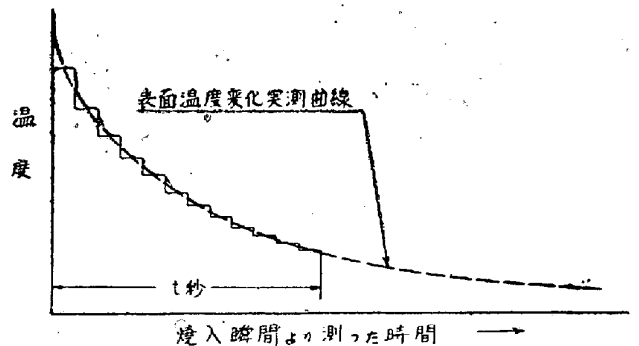
行つた試験片の残留應力に及ぼす径の影響が示されている。圖に依れば 16.9%Ni では 30mmφ のものは完全な變態應力型であるが、50mmφ になると中心と表面の間に極大が現われて來て熱應力の影響が 30mmφ の時より著しい事を示している。9.4%Ni のものでも同様で 30mmφ より 70mmφ の方が中央の谷が浅く、径の大きいもの程熱應力の影響が大きい事を表している。之等の結果から見て岩瀬、佐野兩氏の實驗の如く厚さの薄い試験片では我々の場合の場合に比して變態前の熱應力の影響が比較的尠いのではないかと一應考えられるが之丈けからでは未だ決定的な事は云えない。

VI 高 Ni-Fe 非可逆合金の場合に於ける残留應力發生機構の考察と實用鋼材への應用

高 Ni-Fe 非可逆合金では冷却の時の變態温度は常溫乃至常溫以下にあり、從つて彈性域に於て變態が起るものと考えられる。此の事をもつと具體的に調べる爲、數種の Ni-Fe 合金に就き冷却時に於ける試験片の温度分布と膨脹(収縮)試驗曲線から試験片内部に於ける變態進行狀況を見て見る事にする。



第10圖A 51mmφ 圓環試験片 (21%Ni-Fe) を 700°C から氷水冷した時の表面及び中心の温度變化實測曲線



第10圖 B

第10圖Aは 51mmφ 試験片 (21%Ni-Fe) を 700°C から氷水冷した時の表面及び中心に於ける温度變化實測曲線である。今表面温度變化が既知函数の場合試験片内部各點での温度變化を求める式としては Stokes の式がある。即ち

$$u = \frac{2\kappa^2}{r_0^2} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{x_n J_0\left(\frac{x_n r}{r_0}\right)}{J_1(x_n)} \int_0^t F(\xi) e^{-\frac{\kappa^2 x_n^2}{r_0^2}(t-\xi)} d\xi + T_1$$

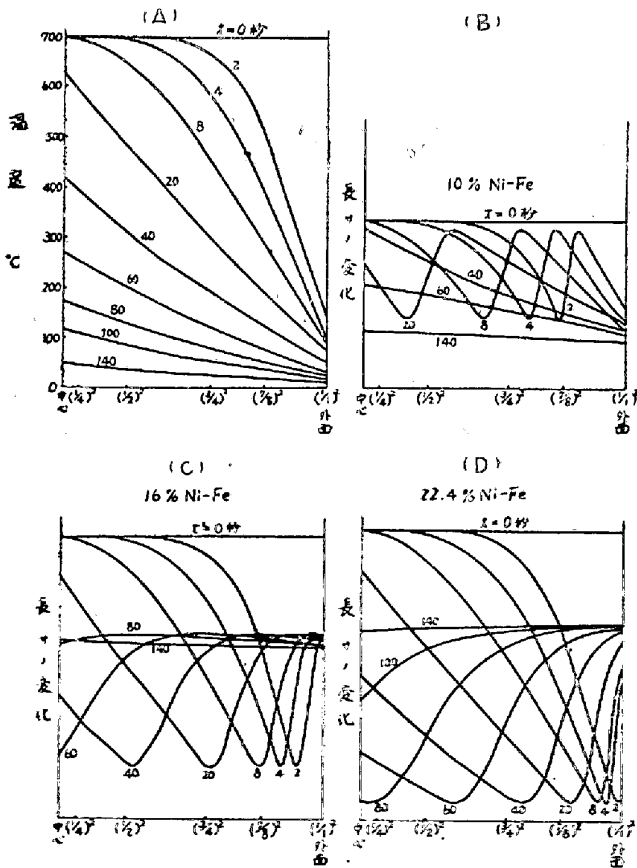
但し茲に

- u.....試験片各部の温度
- κ^2試験片の温度傳導度
- r_0試験片の半径

- r動徑
- t焼入瞬間から測つた時間
- ξ積分變數
- x_n $J_0(x_n)=0$ の根で値の小さい方から順に番號を付けたもの
- $J_0(x_n), J_1(x_n)$零次, 一次のベッセル函數
- $F(\xi)$表面の温度變化を示す時間の函數で
 $F(\xi) = u_{r=r_0} - T_1$
- T_1焼入前加熱温度

扱, 現在の場合 $F(\xi)$ は實驗的に求められておるが F の形は判らない。そこで $F(\xi)$ の實驗曲線を用いて上式を數值的に計算する事にする。例えば今焼入瞬間より t 秒後の試験片各部の温度を求めするには、第 10 圖 B に示す様に適當に t 秒を細分し、表面温度變化實測曲線を基にして、表面温度が階段狀に變化したかの如く置換えて上式により計算する。

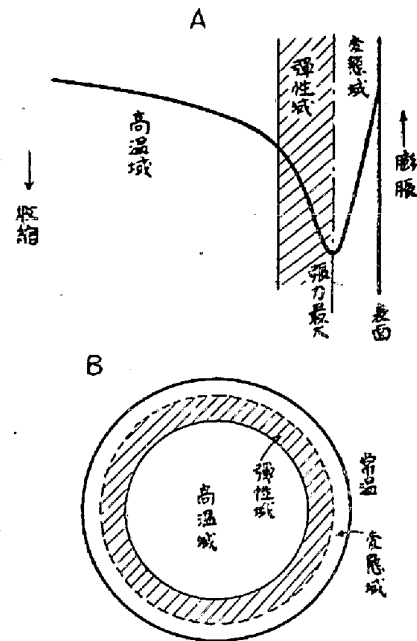
扱, 以上の如くにして求めた試験片内部温度變化曲線を膨脹(收縮)試驗曲線と對照して焼入時に於ける試験片内部各點の收縮膨脹狀況を圖示したのが第 11 圖である。(A) は温度變化曲線(變態に依る發熱並に成分の相違に依る常數値の違いは無視してある。(B) は 10%



第 11 圖 各種 Ni-Fe 合金を 700°C から氷水冷した時の試験片内部の變態進行狀態

Ni-Fe, (C) は 16% Ni-Fe, (D) は 22.4% Ni-Fe で收縮から膨脹に移る點は冷却變態開始點に當る。圖から明らかな様に Ni% が低いものでは試験片内部各點に於て變態終了後再び收縮が起つてゐるが、Ni% が高くなると二度目の收縮は起つてゐない。而して焼入の當初は表面近くで極めて急激に收縮から膨脹に移つてゐるが、時間の経過と共に膨脹の始まる點も内部へ移動し膨脹の起り方も緩慢になつて來る。

今高 Ni 合金の場合に關し焼入當初の收縮膨脹狀況のみを取出せば第 12 圖の如くなる。高 Ni% では變態が



第 12 圖 變態前の熱應力が殆ど影響しない場合に於ける残留應力生成機構

常温或はそれ以下で起るので圖に示す様に變態は彈性域で開始すると考えられる。然るに變態進行中の部分は‘變態塑性現象’の爲塑性的性質を示すから變態域は彈性的になつてゐない。こゝで彈性的になると云ふのは降伏點が高くなる事を意味しているので、圖の收縮の部分(即ち熱應力の部分)では彈性變形が主で塑性變形の量は少い。然るに變態域の部分では變態塑性に依り降伏點が下つてゐる爲容易に降伏して塑性變形を生ずる。然も變態の起り方は前述の様に表面近くなる程急激でそれに伴い變態に依る塑性變形(壓縮の向きへの變形)も外側程大きい。之が不均一塑性變形の原因となつて變態應力型(表面張力, 中心壓力)の残留應力を得る。收縮の部分(圖でハッチングを施してある所)の應力即ち熱應力に基く變形は彈性變形が主となつてゐるので、温度の均一化と共に消失し残留應力に寄與する所が比較的少い。即ち Ni% が多く彈性域内で變態が起るものに就ては變態

の爲の残留應力が壓倒的で熱應力の影響は極めて少い。

之に對して Ni% が少く塑性域で變態が起るものでは熱應力の爲の塑性變形と變態應力の爲の塑性變形とが equal probable に起り両者が重り合つて、之等兩原因に基いた不均一塑性變形が残留應力の原因になる。従つて此の場合には相反する向きの二種類の應力に基く塑性變形が重疊しているの、不均一塑性變形の分布も複雑で、最後の残留應力の分布も複雑なものが多い。後者に就ては Bühler 等の理論⁶⁾を適用する事が可能であり、廣根徳太郎博士の計算方法⁸⁾が成立する。現に日本製鋼所室蘭製作所の下田博士⁹⁾は低合金鋼や低炭素鋼に廣根博士の方法を適用して計算した結果、實驗結果と一致した事を報告している。但し之は變態温度の高い鋼の場合であつて、マルテン化温度の低い高合金鋼等には適用出来ないであらう。

之等の理論を實用鋼材に應用して見ると面白い結果が得られる。即ち一般に鋼は Ar' (パーライト變態) と Ar'' (マルテンサイト變態) (或いは Ar''') の兩變態を有し、前者は析出成長變態であり、後者は Umklappen 變態である。今マルテン變態の温度が相當低く弾性域内にあると考えられる場合には、急冷により Ar' を阻止し Ar'' 直上の温度迄持ち來せば (之は鋼の變態速度と温度との關係に關する實驗的事實から一般に可能である)、その温度に於ては可成り大きな熱應力型残留應力を生じている筈である。次にマルテン 變態の温度範圍を徐冷すると變態塑性に依りその應力は除去され、常溫に達した際残留應力は除去されて了うであらう。即ちオーステンパー的な焼入れが残留應力を軽減せしめる焼入方法として効果のある所以である。但し變態温度が高く塑性域にある場合とか、又は急冷によつても尙且つ充分に Ar' 變態を阻止出来ない様な場合は多少話が異つて來る。

VII. 總 括

前報に引續き更に比較的 Ni 含有量の高い Ni-Fe 合金の焼入残留應力を Sachs 法に依り測定して、前報迄の結果と照合考察した結果次の結論を得た。

1) 變態點が相當高温にある様な Ni-Fe 合金では熱

收縮と變態膨脹の影響が焼入残留應力の上に加算的に現われて來る。

2) 材質が弾性的なりと考えられる様な低温に變態點を持つ Ni-Fe 合金では變態温度以上での熱應力の影響は變態に依り打消され、焼入残留應力には變態のみの影響が現われて來る。

3) 常溫以下に變態點を持つ Ni-Fe 合金を常溫の液中へ焼入れた時の焼入残留應力は純粹な熱應力型で、之を再び低温迄冷却して變態を經過させると前に生じていた應力は緩解する。

4) 試験片の徑の大きい程熱應力の影響が著しく現われて來る様である。

更に以上の實驗結果から焼入中の焼力發生機構に關する考察を行つた。(昭和 24 年 11 月寄稿)

文 献

- 1) 菅野, 阪本: 「鋼の焼入残留應力に及ぼす變態及び熱收縮の影響」(第 1 報), 鐵と鋼, **36** (1950) No. 2, 61~71
- 2) G. Wassermann: Arch. Eisenhüttenwes. **6** (1932/33), 347, **10** (1936/37), 321, **11** (1937/38), 89.
E. Scheil u. W. Thiele: Arch. Eisenhüttenwes. **10** (1936/37), 477, **12** (1938/39), 103.
- 3) 佐野: 日本金屬學會誌 **11** (1947) No. 9, 14
岩瀬, 佐野: 日本金屬學會誌 **13** (1949) No. 1, 17
- 4) J.S. Marsh: The Alloys of Iron and Nickel, vol. 1, 108
- 5) G. Sachs: Z. Metallkde., **19** (1927), 352.
- 6) H. Bühler u. E. Scheil: Arch. Eisenhüttenwes. **6** (1932/33), 283.
- 7) H. Bühler: H. Buchholtz u. E.H. Schulz: Arch. Eisenhüttenwes. **5** (1931/32), 413.
H. Bühler u. E. Scheil: Arch. Eisenhüttenwes. **7** (1933/34), 359.
菅野: 日本機械學會論文集 **13** (1947) 43, 1
- 8) 廣根: 理研彙報 **16** (1937), 1229.
- 9) 下田: 日本金屬學會昭和 22 年秋及び昭和 23 年春の大會等に發表