構造用特殊鋼の austempering に關する研究(第 1 報) 中間段階における恒溫變態*

堀 田 秀 次** 立 川 逸 郎***

Hideji Hotta and Itsurô Tatsukawa : Study on Austempering of Structural Low-Alloy Steels (1st Report). The Isothermal Transformation at the Region of Bainite Knee.

We constructed the isothermal transformation diagrams at the temperature range of 260~610°C for structural Ni-Cr steel (0.26 C, 3.39 Ni, 1.22 % Cr) and Ni-Cr-Mo steel (0.45 C, 1.43 Ni, 0.84 Cr, 0.26 % Mo) by micrography and hardness test, and then inspected the process of isothermal decomposition of austenite at the region of "bainite knee", using the measurement of dilatation in austempering and tempering. The obtained results are summarized as follows: These isothermal transformation diagrams have the lower or bainite knee in the beginning lines respectively below about 550°C. The reaction in this range exhibits complexities in the form of multiple-stage transformation of austenite as follows: $\gamma \rightarrow \alpha_m + \gamma'$, $\alpha_m \rightarrow \alpha + \theta$, that is, acicular α_m separates from austenite at first and, with time, the separation of α_m and the breakdown of α_m to $\alpha + \theta$ aggregate proceed simultaneously, the amount of γ decreasing. With more time, at so-called "ending point" γ disappears under the microscope and the expansion finishes, nevertheless the dilatometric results in tempering subsequent to austempering reflect that austenite (chiefly γ') still exists at the right-hand field of so-called "ending line".

(Received August 5, 1953)

** 熊本大學工學部冶金學教室 *** 機械工學教室

* 1952 年 11 月本會福岡大會に發表。

I. 緒 言

構造用特殊鋼の austempering については従来多くの研究結果^{(1)~(15)}が発表され、Cr, W, Mo などの如く安定な炭化物を形成する元素を含む鋼の S 曲線に 2 段階曲がりが現われることは周知の事柄であるが、いわゆる中間段階における恒温変態の機構や、変態生成物の焼戻性、あるいは機械的性質などについては今なお未解決の点が多い。よつてこれら諸点の解明に資せんとして、まず構造用 Ni-Cr 鋼ならびに Ni-Cr-Mo 鋼について、中間段階を主とした恒温変態曲線を検鏡ならびに硬度測定によつて決定し、さらに恒温変態および austempering 後の焼戻における熱膨脹曲線を測定して恒温変態の機構について考察した。

II. 試 料

下記組成の圧延丸棒から検鏡、硬度測定用として 10×10×15 mm 角棒、熱膨脹測定用として 6 φ×110 mm 丸棒を造つて使用した。

Composition %	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Ni-Cr steel	0.26	0.29	0.63	0.025	0.009	3.39	1.22	—
Ni-Cr-Mo steel	0.45	0.27	0.71	0.031	0.013	1.43	0.84	0.26

III. 実験経過ならびに結果

1. 連続冷却における変態

恒温変態の実験に先だち、普通の加熱および冷却(860°より爐冷、石英管中大気放冷および石英管中空冷)における変態を本多式全熱膨脹計によつて測定し、冷却後検鏡、硬度測定をなした。なお冷却後の焼戻熱膨脹曲線を測定して主として残留 austenite の有無を調べた。結果を Fig. 1, 5 および 6 の一部に示す。いづれの冷却曲線でも pearlite 段階の膨脹は起らない。

- (1) 阿部, 鐵と鋼, **25** (1939), 65.
- (2) 下田, 鐵と鋼, **27** (1941), No. 1, 1.
- (3) 河合, 鐵と鋼, **28** (1942), 269.
- (4) 門川, 塚本, 鐵と鋼, **30** (1944), 198.
- (5) 青木, 本誌, **8** (1944), 559.
- (6) 今井, 金屬學會分科會報告, **1** (1947), 第 7 分科會, 9.
- (7) 高橋, 西原, 馬淵, 金屬學會講演 (1951), Nov.
- (8) E. S. Davenport, Metal Progress, **36** (1939), 623.
- (9) B. M. Loring, Trans. A. I. M. E. Iron Steel Div., **150** (1942), 283.
- (10) F. R. Morral, Metal Progress, **48** (1945), 818.
- (11) A. Pomp, E. Rolf, Arch. Eisenhüttenw., **19** (1948), 197.
- (12) W. Connert, H. Kiessler, Stahl und Eisen, **68** (1948), 137.
- (13) Eilender, Walter, R. Mintrop, W. Lutz, Stahl und Eisen, **72** (1952), 1149.
- (14) H. M. Otte, T. Ko, J. Iron and Steel Inst., **173** (1953), 31.
- (15) S. A. Cottrell, T. Ko, J. Iron and Steel Inst., **173** (1953), 224.

Ni-Cr 鋼: 爐中冷却でも變態點が降下して 400° 前後で膨脹が起るが、大氣中放冷、空冷と冷却速度が速くなるに

Fig. 1 Dilatation curves on heating and cooling.

つて膨脹が 2 段に分れて現われる。組織はいづれも後述の中間段階における austempering のものに類似せる lower-bainite 乃至は $\alpha + \theta$ からなる。

Ni-Cr-Mo 鋼 爐中冷却では 400° 附近から變態が起り、冷却後は lower-bainite 乃至 $\alpha + \theta$ と martensite (残留 austenite を含む) の 2 組織成分からなる。大氣中放冷のものではさらに變態點は低下し, tempered martensite に近い組織を有する。なお焼戻熱膨脹曲線からわかるように、兩者ともにい

づれの場合も残留 austenite の存在が認められる。

以上の結果を後述の恒温変態曲線と合せ考えると、冷却における高温部の膨脹は温度-時間曲線が中間段階の C 曲線をよぎる際に起る lower-bainite 化、低温部の膨脹は Ar'' 變態 (生成せる martensite の焼戻を含む) によるものと思われる。

2. 恒温変態曲線

検鏡用試料を 860° の salt bath (NaCl+BaCl₂) 中で 20 min 加熱後、260~610° 間の 40~60° おきの各温度に保つた恒温熱浴 (KNO₃+NaNO₂) に投入し 1 min~8 hr (たゞし 550° では 5 min~20 hr) 保持後油冷し、検鏡ならびに硬度測定によつて恒温変態圖を求めた。その結果得られた恒温変態曲線、硬度變化および主なる顯微鏡組織をそれぞれ Fig. 2, 3, Photo. 1, 2 に示す。なお Ni-Cr 鋼では 550°×20 hr で現われる初析 ferrite から、また Ni-Cr-Mo 鋼では 550°×8 hr で現われる網状 troostite より判定した結晶粒度はそれぞれ 7 および 7.5 である。

恒温変態曲線では兩者ともに中間段階の C 曲線が現われる。Ni-Cr 鋼の Fig. 2 で曲線 ab は初析 ferrite の析出開始線、曲線 bcd が中間段階の變態開始線である。また Fig. 3 (Ni-Cr-Mo 鋼) で曲線 ab, cd は上部 C 曲線 (初析 ferrite の析出を含む) の一部でそれぞれ開始線ならびに終了線を示し、變態終了後は初析 ferrite と troostite または sorbite からなる。曲線 bef は中間段階の變態開始線、ghi は顯微鏡組織による變態終結線を示す。

3. 中間段階の恒温變態

(1) 顕微鏡組織の變化

この段階においては両鋼種ともにまず α_m が針状に析

出するとともに合金元素について高濃度の austenite γ' を生じ、かつ α_m はたゞちに炭化物 θ を凝析出して lower-

bainite となり、さらに θ を完全析出して $\alpha+\theta$ となる。かような変態の進行ならびにそれに伴う組織や硬度の變化は恒温處理の溫度によって相當の差異を示す。

Ni-Cr 鋼 : 500~450° では變態の進行が遅く、8 hr 保持後も炭化物を僅かに析出せる α_m が少量現われるに過ぎない (Photo. 1 a). 400~350° では α_m の析出、さらに $\alpha+\theta$ への分解も早く進行し、350° では 30 min で austenite の大部分が消失するが残部は 8 hr でも消失しない (Photo. 1 b, c). 300 および 260° では Ms 點以下と豫想され組織はいづれも martensitic で時間による變化は認め難い。

Ni-Cr-Mo 鋼 : 500° では變態の進行が遅く、かつ曲線 a b の延長とみられる時間で troostite が發生する (Photo. 2 a). 450, 400° ならびに 350° では變態は比較的速く進行し、生成した $\alpha+\theta$ 組織は粗大で硬度も低い (Photo. 2 b). なお變態當初の α_m あるいは lower-bainite の形態は恒温處理溫度の低下とともにその

Fig. 2 Isothermal transformation diagram and relation between hardness and holding time in austempering for Ni-Cr steel, austenitized at 860°.

Fig. 3 Isothermal transformation diagram and relation between hardness and holding time in austempering for Ni-Cr-Mo steel, austenitized at 860°.

(a) Austempered at 450° for 8 hr.

(b) Austempered at 400° for 8 hr.

(c) Austempered at 350° for 8 hr.

Photo. 1 Microstructures of Ni-Cr steel $\times 500$, Nital etch.

(a) Austempered at 500° for 5 hr.

(b) Austempered at 450° for 2 hr.

(c) Austempered at 300° for 10 min.

Photo. 2 Microstructures of Ni-Cr-Mo steel. $\times 500$, Nital etch.

針状が明瞭となり、300 ならびに 260° では典型的な針状の lower-bainite が現われ (Photo. 2 c), 比較的高い硬度を示す。

(2) 恒温熱膨脹曲線

恒温変態の進行をさらに 詳細に明らかにするため、Ni-Cr-Mo 鋼について中間段階における恒温熱膨脹曲線を測定した。試料を本多式全熱膨脹計で 860°×20 min 加熱後、爐を取外して石英管中に装入のまゝ空冷し、試料の温度がほぼ所定の温度に達した時、豫めその温度に保つておいた他の爐を取付けて試料をこの温度に長時間保持し、その間の膨脹を測定した。この方法では試料の温度が 860° から恒温処理温度に達するまで僅かながら時間を要するので、恒温変態の開始あるいは終結などの厳密な時間の測定はできないが、変態の進行状況を知るには差支ないと思われる。結果を Fig. 4 に示す。圖の横軸の時間は試料の温

Fig. 4 Dilatation curves in austempering at various temperatures for Ni-Cr-Mo steel, austenitized at 860°.

度が恒温処理温度に達した時を基準にしたものである。

恒温変態の膨脹が開始あるいは終了する時間は前述の恒温変態曲線とほぼ一致している。低温部では変態は速く進行し、膨脹終了後は長時間保つても異常変化が起らない。高温部たとえば 500° では変態の進行は遅く、かつ時間とともに段階的に進行するのが認められる。なおこのように恒温膨脹の大部分または全部を終つたものはその後の冷却に際してほとんど Ar' 変態の膨脹を起さない。

(3) 終結線の吟味

中間段階における変態の終結点について武田博士等はばね鋼などに關する研究⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾において、顯微鏡組織ならびに熱膨脹曲線などより決められた従来の終結線は変態のみかけの終了すなわち $\gamma \rightarrow \alpha_m + \gamma'$ の変態段階の終結を示すものであつて、変態が終結したとみられるものがなお多量の austenite γ' を有していることを報告されているが、同様のことが本研究においても次の實驗結果によつて確認された。

すなわち 860°×20 min 加熱後 350° で種々の時間恒温処理せるものゝ焼戻熱膨脹曲線を求めた。なお比較のために水焼入、油焼入、空冷あるいは爐冷のものについても測定した。結果は Fig. 5, 6 に示すように両鋼種ともに次

の現象が認められた。

水焼入から油焼入、空冷へと移るにしたがつて、martensite の焼戻による低温部の收縮は減少し、他方 300~350° における残留 austenite すなわち γ および γ' の分解 (lower-bainite 化) による膨脹は増加する。恒温処理のもでは変態の一部進行せる 10 min 処理のものでは低温部の收縮、

Fig. 5 Dilatation curves on tempering after various quenching or austempering for Ni-Cr steel.

高温部の膨脹いづれも現れるが、恒温処理時間が長くなると低温部の收縮は消えるが高温部の膨脹は 5 hr (Ni-Cr 鋼) あるいは 20 hr (Ni-Cr-Mo 鋼) のもので

もなお認められる。なお恒温処理のものゝ方が普通焼入のものより膨脹量が多い。

Fig. 6 Dilatation curves on tempering after various quenching or austempering for Ni-Cr-Mo steel.

以上の諸結果から次のことがいえる。すなわち恒温変態の進行に伴い $\gamma \rightarrow \alpha_m + \gamma'$ によつて α_m が増すとともに γ は減少し、したがつて冷却後の martensite も減じてついには消失する。一方分解によつて生成する γ' は比較的安定であつて γ 消失後長時間恒温処理するも分解することなくまたその後の冷却に際してもほとんど Ar' 変態を起さず常温まで残留し、焼戻に際して 300~350° で分解する。なお前述のよう

(16) 武田, 花井, 日本金屬學會講演 (1949), Nov.

(17) 武田, 深瀬, 日本金屬學會講演 (1949), Apr. (1950), (1951), Apr.

に連續空冷で α_m が析出する場合もこのような γ' の生成、残留が認められる。

IV. 總 括

構造用 **Ni-Cr** 鋼ならびに **Ni-Cr-Mo** 鋼について：

(1) 顯微鏡組織および硬度によつて中間段階を主とする恒温變態圖を求めた。(2) 中間段階における恒温變態の様相を硬度、組織、恒温ならびに焼戻の兩熱膨張曲線により追

求した結果、變態の進行すなわち $\gamma \rightarrow \alpha_m + \gamma'$, $\alpha_m \rightarrow$ lower-bainite $\rightarrow \alpha + \theta$ に伴う組織變化が明らかにされ、かつ連續冷却あるいは austempering いづれの場合も中間段階の變態が終結したと見られるものになお austenite γ が存在していることが認められた。

終りに臨み本研究の遂行に當り御懇篤なる御鞭撻を賜つた九大工學部教授谷村熙博士ならびに名大工學部教授武田修三博士に衷心より感謝の意を表する。