

グの圧壊値は圧延材よりのそれに比し約 10~18% 大なること、水圧機により粗延した圧延材より削出したリングの圧壊値は粗延しないもの、それに比し数%大なること、同一チャージにおいてもマクロ組織のデンドライトの粗い鋼片より削出したリングの圧壊値の方が大きいか又は大差がないことが分つた。

終りに臨み本研究の発表を許可されたる大河原社長、

種々御指導下されし玉置研究部長並に村上先生、試料の調製その他で大変御世話になりました石原製鋼部長始め製鋼部の各位に厚く御礼申し上げます。又本研究は運輸研究所船舶構造部秋田好雄、田中信次郎の両氏の御援助に負う所多くここに紙上にて深甚の謝意を表します。尙実験の遂行にあつては松本、中島、佐藤、倉林等の諸君の労を多とする次第である。(昭和 28 年 6 月寄稿)

Jominy 焼入性硬度曲線に生ずる異常性について

(昭和 28 年 4 月本會第 45 回講演大會にて講演)

河 井 泰 治*

SOME OBSERVATIONS ON ANOMALY SHAPES OF JOMINY HARDENABILITY CURVES

Taiji Kawai

Synopsis;

It is usual that a Jominy hardenability curve continuously decreases its hardness as the distance from the water-cooled end increases, however, sometimes abnormal hardness reverse appears especially in Jominy curves on low alloy steels containing carbide-forming elements and also in the case of plain high-carbon steels. The author made a number of observations on the relation between hardenability curves and microstructures along Jominy bars, and also investigated on the continuous cooling transformation and isothermal transformation diagrams of these steels. The results of observations were concluded as follows:

1. The anomaly of the hardness curve appeared both in Jominy curves and in the relation curves between hardness of isothermal decomposition products and transformation temperatures, only in the range where the intermediate transformation product and pearlite structure co-existed.

2. The hardness reverse was considered to be attributed to the discontinuity of hardness vs. transformation-temperature curves in pearlite and intermediate transformation ranges. And fine pearlite seemed rather harder than coarse bainite, although the formation temperature of the former was higher than that of the latter.

3. Alloying of carbide forming elements such as Cr, V, Mo etc. seemed to exaggerate the anomaly probable due to their influences on the shapes of S-curves and nature of carbide in pearlite, however, it could not be considered as essential reason, because plain high carbon steels also had such tendency.

4. In the end-quenched structure of plain high-carbon steels, intermediate transformation structure was also observed as well as in the isothermal transformation structure. The author considered that the more accurate study on the S-curves of plain carbon steels, which might indicate pearlite and intermediate transformations separately, would enable to explain the phenomenon.

* 住友金屬工業，製鋼所

I. 緒言

Jominy 焼入性試験は炭素鋼及び低合金鋼の焼入性試験法として米英独の各国でその再現性が詳細に検討せられ、ASTM, SAE, その他で標準化され、工業的に活用されていることは周知の通りである。我国に於いても最近漸く重視されるに至り、ポロン鋼研究懇談会にて各所間の再現性が検討されその総合結果が最近芥川博士により発表されている¹⁾、この試験法による焼入性は硬度曲線により評価される実験的な表現であり等温変態曲線の如き基礎的なものではないので、工業的な利用に関して十分な予備知識を要するものである。著者は先に Liedholm²⁾の方法を用い、2種の強靱鋼に就いて、Jominy 試験片の連続冷却時の変態進行を温度、時間的に解析し等温変態曲線との関連について実験的に検討を加えたが³⁾、本報ではその結果を再検討すると共に、日常行っている焼入性試験結果とその後知られた文献調査結果とを総合し、従来殆んど注目されていなかった Jominy 曲線に生ずる異常な起伏について、等温変態に於ける現象と関連せしめ観察及び考察を行い、本試験法の工業的活用に対する一参考資料とする。

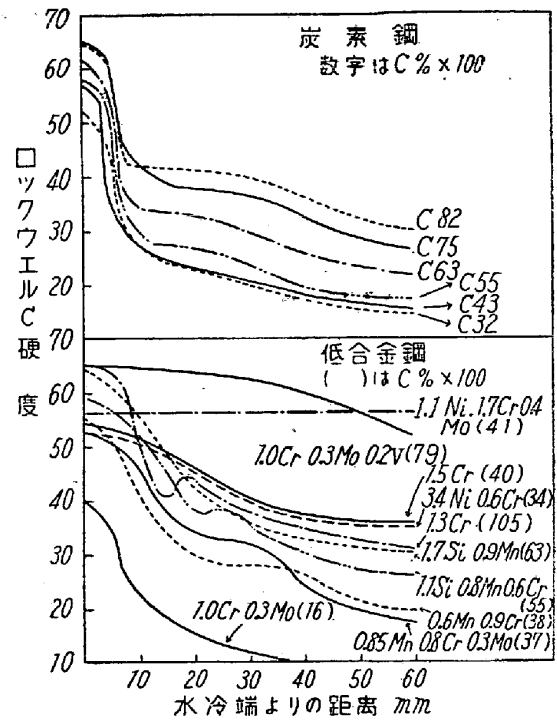
II. Jominy 焼入性曲線の異常性

Jominy 曲線はその鋼の特性に応じて水冷端よりの距離の増加と共に硬度低下を生ずるが、普通の場合変曲点が1ヶ所に生じその位置は硬度低下率が最大となり屢々50%マルテンサイト点に相当するとされている⁴⁾。但しこの様な規則性は常に成立する訳でなく、硬度曲線が2ヶ所以上に変曲点を生ずる場合も多く更にこの傾向が顕著な場合は曲線に極小極大を生ずることがある。本報に於いては変曲点が1ヶ所のみを正常、2ヶ所以上のものを異常と仮称する。

III. Jominy 焼入性曲線の異常性に對する諸観察

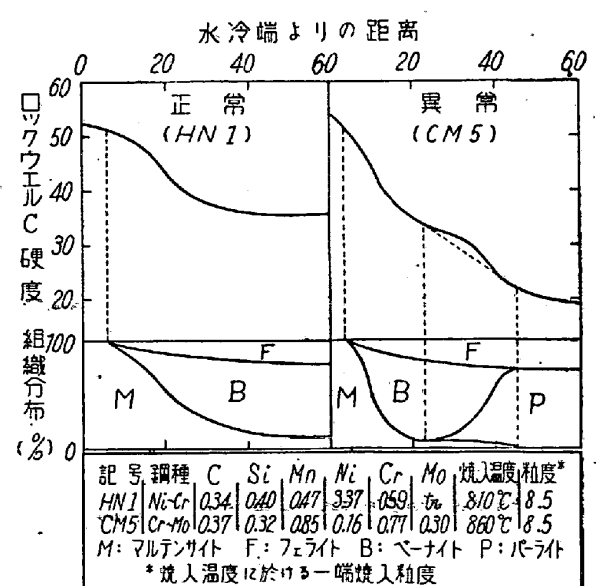
多くの研究材及び日常試験材の Jominy 試験結果より代表例を掲げれば第1図の如くである。これに文献調査結果を加えて主として中及び高炭素鋼及び低合金鋼について観察した結果を列記すれば次の如くである。

1. 焼入性が大で硬度曲線が平坦に近いものは合金成分の如何を問わず正常となる。
2. Cr, Mo, V 等の親炭性元素を含有する場合焼入性があまり大きくない際に屢々異常性を生ずる。
3. Ni を主成分とする低合金鋼では異常性が少ない。



第1圖 炭素鋼及低合金鋼の Jominy 曲線の代表的形状

4. 低炭素鋼では特殊な場合を除き正常となるが高炭素鋼では下部臨界冷却速度直下に相当する位置で稍異常性を生ずる場合が多い。
5. 異常性を生ずる部分は再現性が乏しく、オーステナイト化の温度、時間等の条件が著しい影響を及ぼす⁵⁾。
6. 硬度曲線と組織分布との関連について代表的なものを示せば第2図の如く、異常性を有する Mn-Cr-Mo



第2圖 Jominy 曲線の正常及異常

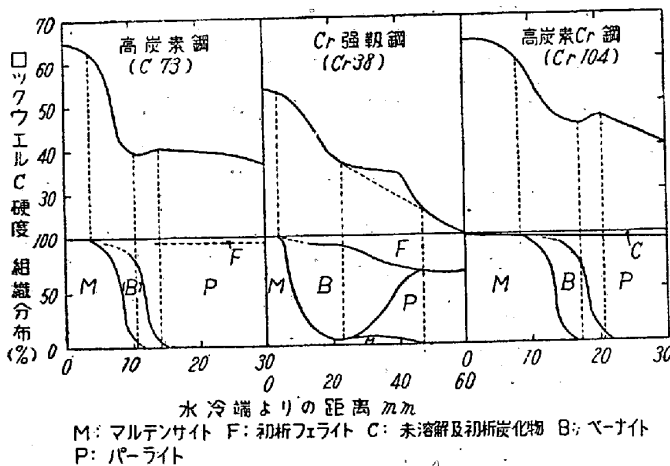
第1表 供試材の成分, 焼入温度及粒度

鋼種	記號	化 學 成 分 (%)									焼入温度 °C	焼入温度 に於ける 粒度 Gg
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo		
高炭素鋼	C73	0.73	0.31	0.59	0.091	0.021	0.22	—	0.30	—	830	5.5
	Cr強靱鋼	Cr38	0.38	0.31	0.72	0.025	0.018	—	1.10	—	850	7.0
高炭素Cr	Cr104	1.04	0.26	0.40	0.014	0.006	0.15	—	1.50	—	850	6.5
	Mn~Cr	MC4	0.38	0.20	0.62	0.017	0.020	0.19	tr	0.87	tr	850
Mn~Cr~Mo	CM5	0.37	0.32	0.85	0.026	0.035	0.18	0.16	0.77	0.30	860	8.5
高炭素*	C63	0.63	0.40	0.65	0.011	0.019	0.20	—	0.13	—	850	7.0

* 含硼素高炭素鋼 C63B は C63 に 0.004% 添加

鋼は中間段階変態組織即ちパーライトがバーライト組織と置換する部分即ち両者の共存部に硬度の不規則変化を生ずる。これに対し正常な場合は焼入性が大きく Jominy 試験片の冷速範囲では初析フェライト及び中間段階変態を生ずるがパーライト変態を生じてないことが知られる。

7. 更に異常性を生じた高炭素鋼, Cr 強靱鋼, 軸受鋼等について水冷端よりの組織変化を詳細に観察した結果を硬度曲線と対比すれば第3図の如くである。供試材の成分その他は第1表に示し, 焼入性試験は ASTM 標準法に準拠して行つた。尙組織の面積率は Vilella の基準図⁹⁾ を利用し3人の観察者の目測による平均値を求め単純な組織の部分は Lineal analysis 直接法⁷⁾による定量を行い目測値を修正した。代表的な組織写真を第4図に掲げた。



3図第 高炭素鋼, Cr 強靱鋼及軸受鋼に於ける Jominy 曲線の異常性と組織分布との關係

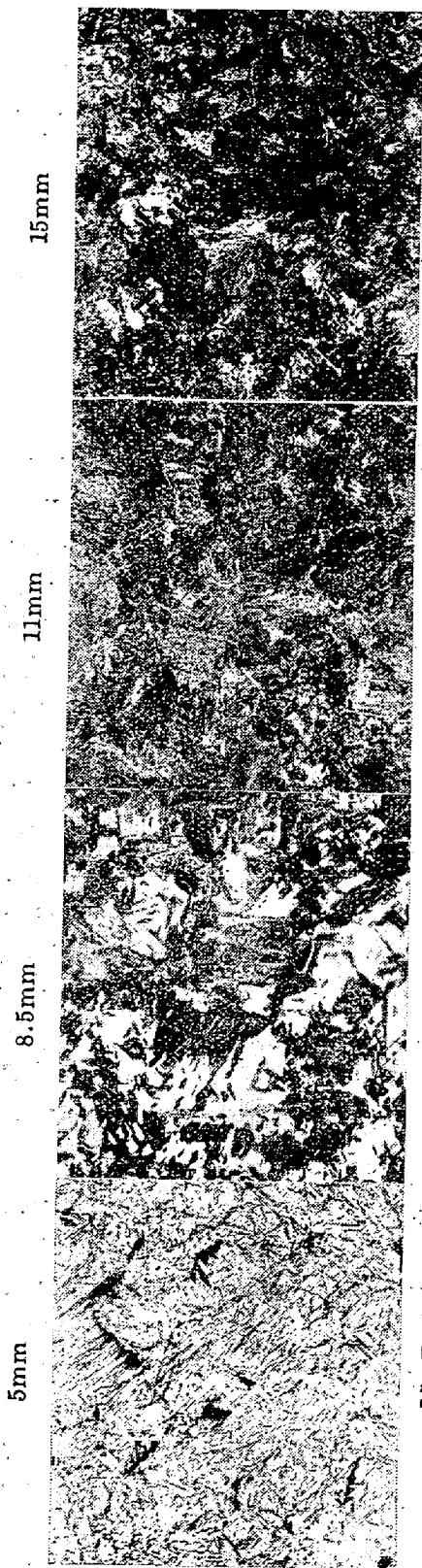
a) 高炭素鋼に於いては水冷端から 4mm 附近より粒界及び介在物より結節状の微細パーライトが少量出現し, 殆んど同時にこれに附随して結晶面に走る直線状の高温パーライトと全く同様の組織を生じ, この組織は急激に増加しマルテンサイトを減少せしめるが, 一方パー

ライトはこの間多少増加するのみで硬度はマルテンサイトの減少と共に急降する。10mm に至り尙微量のマルテンサイトが残るが高温パーライト状組織が主体を占めパーライトは比較的少量である, この位置で硬度は極小となる。更に水冷端よりの距離を増せばマルテンサイトは消失しパーライトが急激に増加してパーライト状組織を置換し粒界に網状フェライトが出現する。14mm でパーライトは殆んどなくなりフェライト+パーライトとなり硬度は極大となり以下冷速の低下と共に硬度が緩徐に低下する。この供試材は Cr が若干含まれている為この様な組織変化を呈するかの如く思われたが, 他の Cr 0.1% 以下の高炭素鋼に於いても全く同様な傾向の組織変化を生じ, 又丸棒を水焼入した際の断面組織でも同様な観察がなされている。従来高炭素鋼の高温パーライト組織は 500°C 附近の等温変態で生ずるものとされていたが, 本実験により連続冷却変態時にも現われ, これがパーライトと共存する箇所に硬度の異常性を生ずることが知られた。

b) Cr 強靱鋼の場合水冷端から 5mm 附近より初析フェライト及び高温パーライトを生じこれが増加してマルテンサイトを減少し連続的に硬度が低下する。25mm 附近より微量のパーライトが出現しこれの増加と共にパーライトが減少し 50mm に至りフェライト+パーライトのみの組織となる。硬度の異常性は明らかにパーライト及パーライトの混在部分に生じ, パーライトの出現により硬度低下が抑制されることが知られる。この供試材の場合は第3図に示す如くパーライトとパーライトの混在部で却つてマルテンサイト量が若干増加することが注目される。

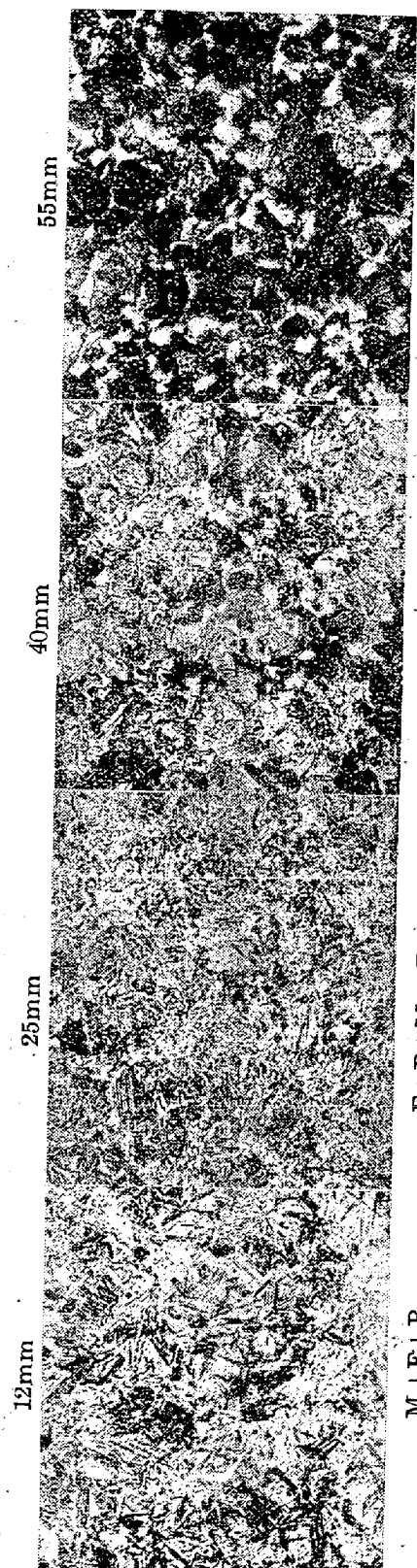
c) 軸受鋼の場合は未溶解炭化物が水冷端より存在しているが他の組織変化及び硬度の異常性の傾向は高炭素鋼と同様であり, 硬度曲線の起伏は更に顕著である。

尙一端焼入試験片の電子顕微鏡写真の 2, 3の例を第5図に掲げた。これにより微細パーライトとパーライト組



高炭素鋼 (C97)

5mm M+P+B
 8.5mm M+B+P
 11mm B+P+(F)+(M)
 15mm F+P

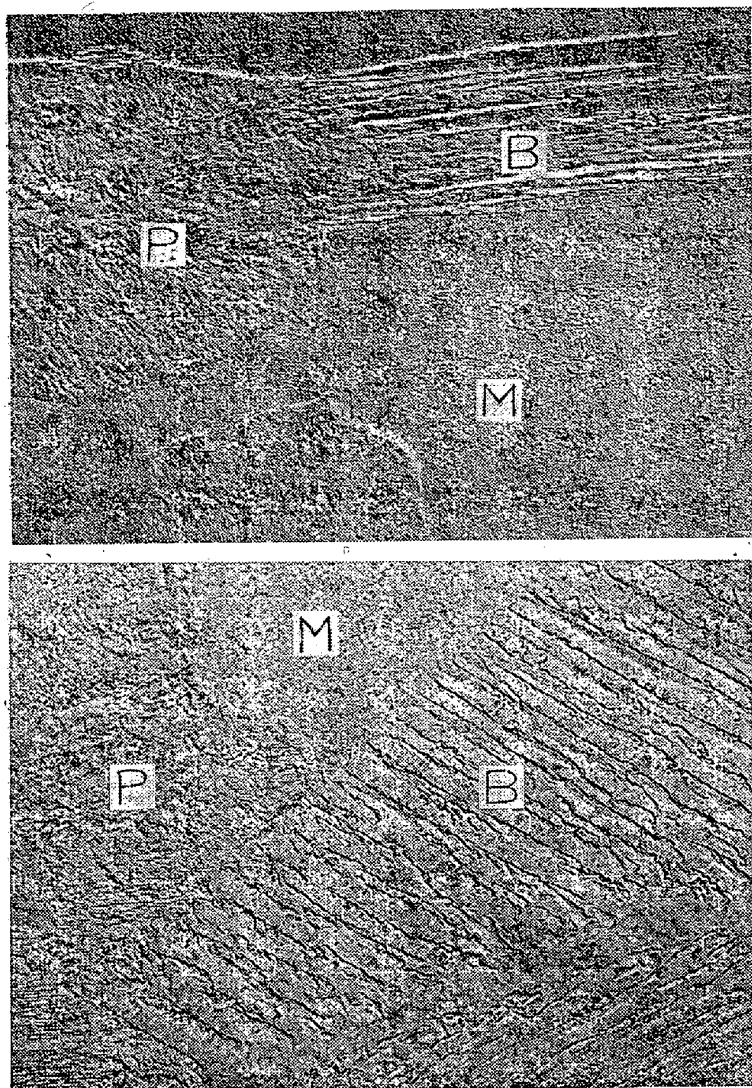


クロム強靱鋼 (C138)

12mm M+F+B
 25mm F+B+M+(P)
 40mm F+B+P+M
 55mm F+P

M; マルテンサイト F; 初析フェライト B; ペーナイト P; パーライト

第 4 圖 高炭素鋼及 Cr 強靱鋼の Jominy 試験片の水冷端より種々の位置に於ける光學顯微鏡組織の變化 × 600 5% Picral etch (3/5 縮寫)



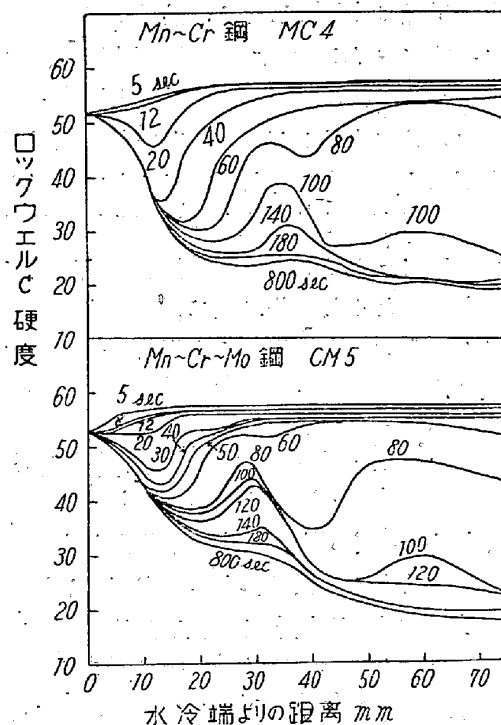
×10,000 5% Picral etch 2/5 縮寫
Formvar—Al Replica, Cr shadowed

第5圖 高炭素鋼一端焼入試験片に於けるパーライト及中間段階変態組織の電子顕微鏡による観察例

組織の特徴が明らかに観察される。

8. 前報⁹⁾で述べた Mn~Cr 及び Mn~Cr~Mo 鋼の連続冷却変態曲線に関する実験結果に対し焼入性曲線の形状について再検討を行えば次の如くである。両供試材は同様な傾向を呈するので以下主として Mn~Cr~Mo 鋼の結果を引用することとする。その成分その他に関しては第1表に併記した。

a) Jominy 試験片を一端焼入途中の種々の時間より完全水冷した場合の硬度曲線を再記すれば第6図の如く 80~140sec で完全水冷したものは明らかに最終の異常性に対応した極大点を生じ、組織観察の結果(前報⁹⁾第5図)、この極大点より水冷端側はパーライト、空冷端側はパーライト変態が進行し極大点が最も多量のマルテンサイトを生じ一端焼入継続時間の増加と共に両変態組織



第6圖 Mn~Cr 及 Mn~Cr~Mo 強靱鋼の Jominy 試験片を一端焼入途中の種々の時間で完全水冷した場合の硬度曲線の變化(數字は一端焼入開始後完全水冷迄の時間)

が重複して行き極大の山が低くなることが知られ極大点でオーステナイトが時間的に最も遅く迄残ることがわかる。尚同様の硬度変化が最近の2, 3の文献¹⁰⁾で知られるがこの理由は充分の解明を加えていない。

b) 前項に対する説明は連続冷却変態曲線(前報⁹⁾第8図)について完全水冷迄の時間 80~140sec の間の時間、例えば 100sec を選び水冷端よりの距離の変化に伴う温度、組織の推移即ちその温度に到達する迄の経過変態と完全水冷の為に抑制された時後の一端焼入経続により生ずべき変態と硬度の变化とを対比すれば明瞭となる。即ち 100sec 完全水冷の場合の硬度極大値は一端冷却途中に一部パーライトを生ずるが大部分はオーステナイトの儘過冷され中間段階変態を生ずる直前に完全焼入された位置に相当し、これより空冷端側は高温にてパーライト変態を、水冷端側はパーライト変態は最早殆んど抑制されるが低温にてパーライト変態を生ずる為夫々硬度低下を生ずることが知られる。

c) 前報⁹⁾ 或いは文献¹⁰⁾¹¹⁾で知られる如く初析フェライト及び中間段階変態は残余のオーステナイト濃度を富化し、より低温迄安定化する為中間段階及びマルテンサイト

イト点を低温に移行せしめる。前述の異常性を生ずる部分にマルテンサイトが却つて多量観察されたことはこの為と思われるが、この現象は異常性を誇張する一要因となるがマルテンサイトが存在しない部分に異常性を生ずる場合があるから決定的な要因ではないと考えられる。

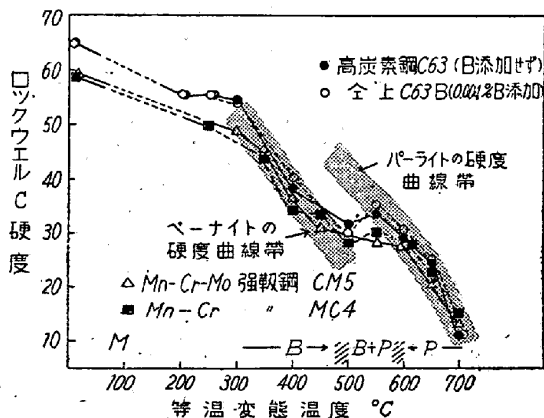
以上の諸観察の結果、焼入性硬度曲線の異常性はパーライト及びベーナイト変態が段階的に相次いで生じ両組織が共存するような部分に生じ、事前変態によるオーステナイト濃度の富化が生ずる場合これが誇張されるものと考える。

IV. 等温変態完了硬度の不連続性

鋼の等温変態完了硬度は通常変態温度が低下するに従い高くなるが多くの場合途中で不規則な変化を生ずる。

これに就いて実験結果及び文献を参考とし観察を行えば

1. 前報³⁾及び別報¹²⁾で報告した強靱鋼及び高炭素鋼のS曲線より変態完了後の硬度に及ぼす等温浴温度の影響を求めれば第7図の如く、S曲線の形状は全く異なるにも拘らず500~550°C附近に硬度の異常変化が認められる。

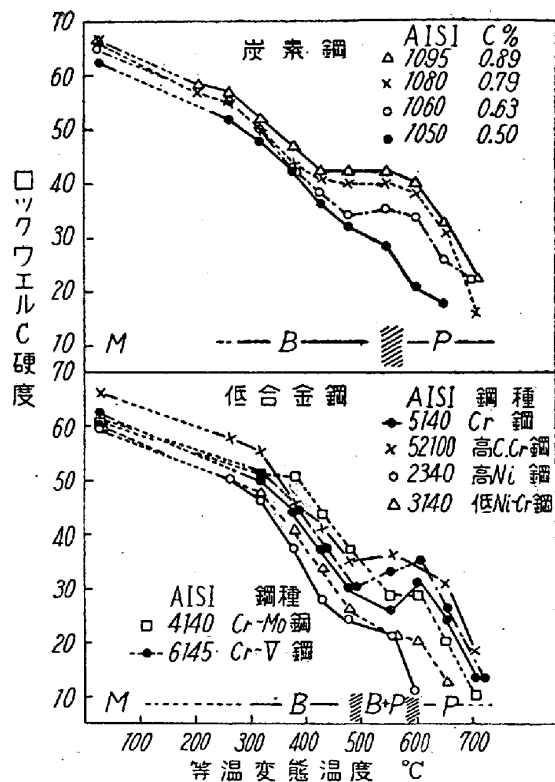


第7図 高炭素鋼、Mn~Cr 及 Mn~Cr~Mo 強靱鋼の等温変態完了硬度に及ぼす変態温度の影響

2. U.S. Steel の等温変態図集¹³⁾より同様な関係を求めると第8図の如く、炭素鋼では高炭素のもの程、特殊鋼ではCr, V, Mo等の親炭性元素を含有するものが、異常性が大きくなりNiはこれを軽減することが観察される。肌焼鋼の如き低炭素合金鋼では顕著ではない。

3. 以上の観察より第7図に示した如くパーライト及び中間段階変態組織は夫々変態温度の低下と共に、各々硬度が連続的に高くなるが、両者の硬度曲線は不連続でありパーライトの硬度曲線はベーナイトのそれより高いことが知られ、両変態域の中間で硬度の逆行或は硬度上昇の遅滞を生ずることが知られる。

4. 上記の中間の温度域に於ける等温変態生成物は普



第8図 炭素鋼及各種低合金鋼の等温変態完了硬度に及ぼす変態温度の影響

通のS曲線では明確を欠いているが Lyman & Troiano¹⁴⁾ Hultgren¹⁵⁾ Krainer u. Kroneis⁹⁾, Rose u. Peter¹¹⁾ 等の最近の報告では中間段階及びパーライト変態が相次いで生じ両組織が共存するに至ることが知られる。Rose 等の報告によれば Cr~Mo 鋼に於いてパーライト変態のみの最低温度 600°C に於ける変態完了硬度は RC39 で、中間段階変態のみになる最高温度 475°C の硬度 RC24 より著しく高く、その間の温度域で両変態組織が混在し、硬度の大きな逆行が生ずることが知られる。

V. 結果の検討竝に考察

1. Jominy 焼入性曲線に生ずる異常性は常温変態完了硬度のそれと密接に関連し、パーライト及び中間段階変態生成物の硬度が不連続であることに起因し両変態の重複域に異常変化を生ずることが知られた。

2. 一端焼入の際は冷却過程の種々の温度で種々の変態を生ずるので異常性の形態は複雑化する。両変態組織の共存するに至る順序並に過程は等温変態の場合と異つて居るが、いづれも親炭性元素を含む場合に異常性が顕著になる。

3. 親炭性元素の含有はパーライト域と中間段階変態域とを分離させ、両変態域に於ける炭化物の組成の差異

を生ずることは既に知られて居り、これが異常性を誇張することは容易に推定される。しかし高炭素鋼の焼入性曲線及等温変態硬度に於いて同様な現象を生ずることはS曲線の形状及特殊炭化物の有無が根本的原因にならないことを示す。

4. 連続冷却時に生ずる初析フェライト及中間段階変態は残余のオーステナイト濃度を富化しこれを安定化する。この現象は異常性と密接に関連するが主因とはならない。

5. 高炭素鋼の連続冷却時に高温パーライト状組織を生ずることは従来のS曲線の概念では説明出来ない。炭素鋼のS曲線に就いても単に変態の開始及び終了のみならず、パーライト及び中間段階域の区分が明瞭にされなければならぬ。

6. 中間段階及びパーライト変態の機構の差異に関しては多くの論議がなされているが現象的にも多くの点で相違が見られる。即ち変態生成物の形状が明瞭に異り、本報に於ける光学並に電子顕微鏡による観察によつても明らかな如く、パーライト変態は主として粒界より結節状に進行するが、中間段階変態では結晶面に沿つて直線状に生じ、その高温域では針状フェライトの先行が見られ炭化物分布はパーライトの微細組織より却つて粗大である。その他両変態に及ぼす粒度の影響、変態進行曲線の形状、オーステナイト濃度の変化に及ぼす変態進行の影響、初析フェライト変態との関連性等に於ける相違より、Mehl¹⁷⁾の指摘した如く変態核生成の機構が異なるものと考えられる。硬度の異常性は両変態生成物の相違が硬度という工業的性質にあらわれたものである。

7. 両変態組織の共存部に於けるパーライト及びパーライトの硬度の差異は組織が微細な為微小硬度計を使用しても明瞭な結果が得られなかつた。又不完全焼入部に生ずる残留オーステナイトは定量が困難な為異常性と関連せしめることは出来なかつた。

8. Jominy 焼入性試験片を焼戻した場合、異常性が消失しないことが多い。丸棒の焼入或は焼戻後の断面硬度曲線に生ずる異常な変化もこの様な現象に基く場合が多いと思われる。

9. Jominy 焼入性硬度曲線が同等であつても組織分布が異り焼戻後の性能が一致しないことが知られているが¹⁷⁾、本報の結果よりも不完全焼入の程度を硬度のみで

評価することは危険であり組織観察を行うべきことが明らかとなつた。

終りに本研究に対し御懇篤な御指導を賜つた三島徳七博士、今井勇之進博士、芥川武博士に深甚な感謝を捧げると共に住友金属工業 K.K. 製鋼所長小出秋彦氏以下上司の御指導及び電子顕微鏡写真撮影に対する小川楠雄氏、実験に協力された西田源泉氏の努力に対し厚く御礼申し上げる次第である。(昭和 28 年 6 月寄稿)

文 献

- 1) 芥川, 松田, 矢ヶ崎: 鐵と鋼 39 (1953) 186 (概要)
- 2) C. A. Liedholm: Metal Prog. (1948) 849
- 3) 河井, 小川: 鐵と鋼, 37 (1951) 216
- 4) M. A. Grossmann: "Element of Hardenability" (1952) 8
- 5) H. Schottky: Stahl u. Eisen 70 (1950) 909
- 6) J. R. Vilella: U. S. Steel Corp. (Delaware Research Lab.) Rep. No. 492, 1943)
- 7) 河井: 「住友金属」5 (1953) 3 に掲載, (金属學會昭和 26 年秋期大會講演)
- 8) W. I. Pumphrey & F. W. Jones: Iron & Steel Inst. (Spec. rep. No 36) "Symposium on the Hardenability of Steel" (1946) 47
- 9) H. Krainer u. M. Kroneis: Arch. Eisenhüttenwes 22 (1951) 231
- 10) 今井(勇): 金属學會分科會報告 I (1947) 第 7 分科會
- 11) A. Rose u. W. Peter: Stahl u. Eisen, 72 (1952) 1063
- 12) 河井, 井上, 小川: 鐵と鋼, 39 (1953) 716
- 13) U. S. Steel Co.: Atlas of I. T. Diagrams (1951)
- 14) T. Lyman & A. R. Troiano: Trans. A.S.M. 37 (1946) 402
- 15) A. Hultgren: Trans. A.S.M. 39 (1947) 915
- 16) R. F. Mehl: Journal of Iron & Steel Inst. 159 (1948) 113
- 17) A. R. Troiano: Trans. A.S.M. 41 (1949) 1093