

- Ceram. Soc., 35 (1952) 2, p. 48~53 (1956)
- 10) R. C. Devries, R. Roy and E. F. Osborn: J. Amer. Ceram. Soc., 38 (1955) 5, p. 158~171
- 11) E. M. Levin, H. F. McMurdie and E. P. Hall: Phase Diagrams for Ceramists, (1956)
- 12) 西岡卯三郎: 人工鋳物および鋳滓の状態図
- 13) 森: 昭和28年4月, 本会講演大会にて講演
- 14) A. E. Martin, G. Derge: Trans. AIME, 154 (1943) 105~115

軟鋼の衝撃試験における遷移温度について*

(シャルピー衝撃試験における荷重—時間曲線の研究—I)

作井誠太**・中村正久***・大森正信***

On the Transition Temperatures of Mild Steel.

(Studies of load-time relations under Charpy impact test—I)

Seita Sakui, Tadahisa Nakamura and Masanobu Omori

Synopsis:

The study of the load-change of a low-carbon killed steel containing 0.17%C under the impact bending load was carried out in the transition temperature range from ductile to brittle fracture. At the test, a miniature Charpy impact testing machine, being of 2kg-m capacity, was used and the load acting on the specimen was measured by the use of piezo-electricity of quartz crystals and a cathode-ray oscillograph. In this apparatus there was no electric disturbance between the quartz and the oscillograph, and then the precise load-time curve was recorded on the film inside the oscillograph.

The states of the specimens were: (i) cold-drawn state and the state normalized at 950°C. (ii) the states annealed at 700°, 800°, 920° and 1000°C respectively after cold drawing. (iii) the states quenched in water from 700°, 800° and 920°C respectively after normalizing at 950°C and (iv) the states aged at room temperature (about 25°C), 50°C and 100°C for various durations after the quench from 700°C of normalized specimens.

The results in this investigation were summarized as follows:

(1) The load-time curves in the range from ductile to brittle fracture were classified into five types.

(2) The definition of transition temperature, the temperature at which the crack appeared at first, was reasonable not only theoretically but also in practice. And it was concluded that this transition temperature was very sensitive to the heat-treated states of specimens.

(3) A characteristic load-time curve was recorded in the test of cold-drawn specimen. This curve showed that the crack was propagated intermittently and then the specimen was fractured.

(4) Specimen annealed at 700°C had a low transition temperature (−70°C), while that annealed at 800°C had much higher one (10°C). The transition temperature thereafter rose slightly with the annealing temperature.

(5) Specimens quenched from higher temperatures (800° and 920°C) than the transformation point had not definite transition temperatures and showed much greater work-hardening than that of other specimens.

(6) Among three kinds of quench-age-hardened specimens, the specimen aged at room temperature showed the most remarkable change in transition temperature. This change was parallel to the marked change in Vicker's hardness number.

* 昭和 34 年 11 月本会講演大会にて発表 ** 東京工業大学, 工博 *** 東京工業大学

(7) In all tests, the rapid increase of maximum load with decrease of testing temperature was observed in transition temperature range, and then the load became smaller rapidly owing to the initiation and propagation of severe cracks.

I. 結 言

鋼の衝撃試験において遷移温度を求める試験方法はその材料の切欠脆性と関連を有するため近時特に盛んに行なわれる試験法の一つとなつている。この試験で求められているものは吸収エネルギー、もしくは剪断破面率の試験温度による変化で、それらはたしかに脆性に敏感な性質であるが、衝撃曲げ試験から求められるものが強度でないこの試験結果は材料の信頼度を知るに止り直接に設計などの資料として用いることができなかつた。また遷移温度の測定が脆性破損の開始を鋭敏に示すか否かも疑問があつた。このために衝撃曲げ試験における荷重—時間曲線を知ることは従来の衝撃試験方法を一步進めることになる。

衝撃曲げ試験における荷重—時間曲線をもとにしての研究はすでに多くなされている^{1)~3)}がそれぞれの方法には一長一短があり必ずしも正確とはいえずそれらの諸結果は一致していない。著者の一人は長年にわたつて水晶—熱陰極型陰極線オッシログラフの型式で衝撃力の測定を行なつて忠実な荷重時間曲線を求めることに努めてきたが今回この方法を切欠を有する円柱状試片による容量2kg-mの小型シャルピー衝撃試験に応用し荷重—時間曲線の観察を行なつた結果について述べる。なお本実験の小型衝撃試験機と円柱状試片は試験片の採取と製作を従来のシャルピー試験法に比して容易にするという利点がある。

II. 実 験 方 法

使用した試験機は容量2kg-mの小型衝撃試験機で試片は円柱状のものを

用いた。試験片と打撃刃の関係はFig. 1に示す。試験片を円柱状の小型としたた

めに多数の試験片の採取が容易で熱処理等の影響を調べるのに便利である。しかしよく知られているように試験片を小型にしたため遷移温度は標準試験片の場合に比べて約50°C低い⁴⁾。

実験試料は低炭素のキルド鋼で化学組成をTable 1に示す。

衝撃試験はつぎの状態の試片について行なつた。

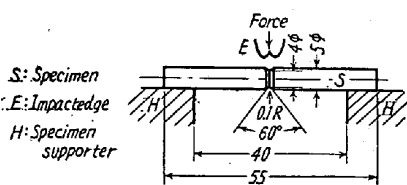


Fig. 1 Test specimen.

Table 1. Chemical composition of test pieces (in wt. %).

C	Si	Mn	P	S
0.17	0.21	0.44	0.011	0.025

(1) 冷間加工および焼準(950°C)状態

(2) 冷間加工後焼鈍(700°C~1000°C)した状態。

(3) 焼準試片を焼入れ(700°C~920°C)した状態。

(4) 焼準試片を700°Cから焼入れし常温、50°Cおよび100°Cで時効させた状態。

荷重の検出には水晶を用いた。Fig. 2に示すごとく試験機の振子の打撃刃の後方に水晶をはさみ衝撃力によつて生ずる圧電気を電気的な増巾なしに直接オッシログラフに導いた。これに垂直なオッシログラフの軸を時間

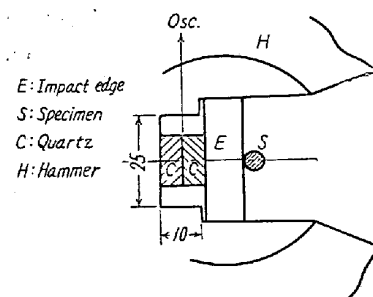


Fig. 2. Hammer of the impact tester.

掃引軸としたからオッシログラフに内蔵したフィルム上には荷重—時間曲線が直接記録される。この方法はこれまでのべたとく測力用水晶の固有振動数がきわめて高いこと、電氣的歪が全然ないことなどの点で荷重—時間曲線の忠実な記録ができる。

III. 実 験 結 果

(1) 冷間加工、焼鈍および焼準状態

試片は13mmφの熱間圧延機をそのまま5.5mmφまで冷間引抜した。したがつて加工度は約82%である。この加工状態試片およびこれを700°C、800°C、920°C、1000°Cにおおの1時間真空焼鈍した試片および950°C1時間焼準した試片につき得られた結果をFig. 3に示す。図は試験温度に対して荷重—時間曲線から求めた最大荷重と振子の振上角から求めた吸収エネルギーを示す。Photo. 1は荷重—時間曲線の例として加工状態700°C、920°C焼鈍状態および焼準状態試片で得たオッシログラフの写真を示す。

冷間加工のままの試片は吸収エネルギーが試験温度の全域にわたつて低く最大荷重は高い。吸収エネルギーが-30°Cから低下し始めるのに比し最大荷重はこの温度

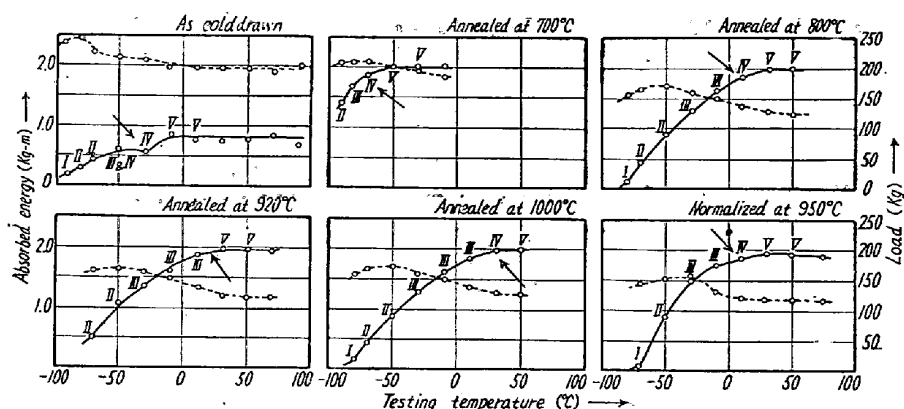


Fig. 3. Variation of testing temperature v s. absorbed energy and maximum load curves with quench-age-hardening.

— Absorbed energy, ----- Maximum load.
Arrows show the initiation of cracks.

ギーは高く最大荷重は小である。荷重—時間曲線から知られるようにクラック発生温度すなわち遷移温度は -70°C で加工試片より約 40°C 低い。焼鈍温度が高くなると遷移温度は 800°C で 10°C , 920°C で約 20°C , 1000°C では 30°C となる。また焼準試片では 10°C である。最大荷重曲線は何れの場合も加工試片でのべたと同様の变化を示す。

以上の結果を要約すれば遷移温度は冷間加工後変態点以下の温度での焼鈍 (700°C) により低温側に移行変態点以上の温度での焼鈍 ($800\sim 1000^{\circ}\text{C}$) に

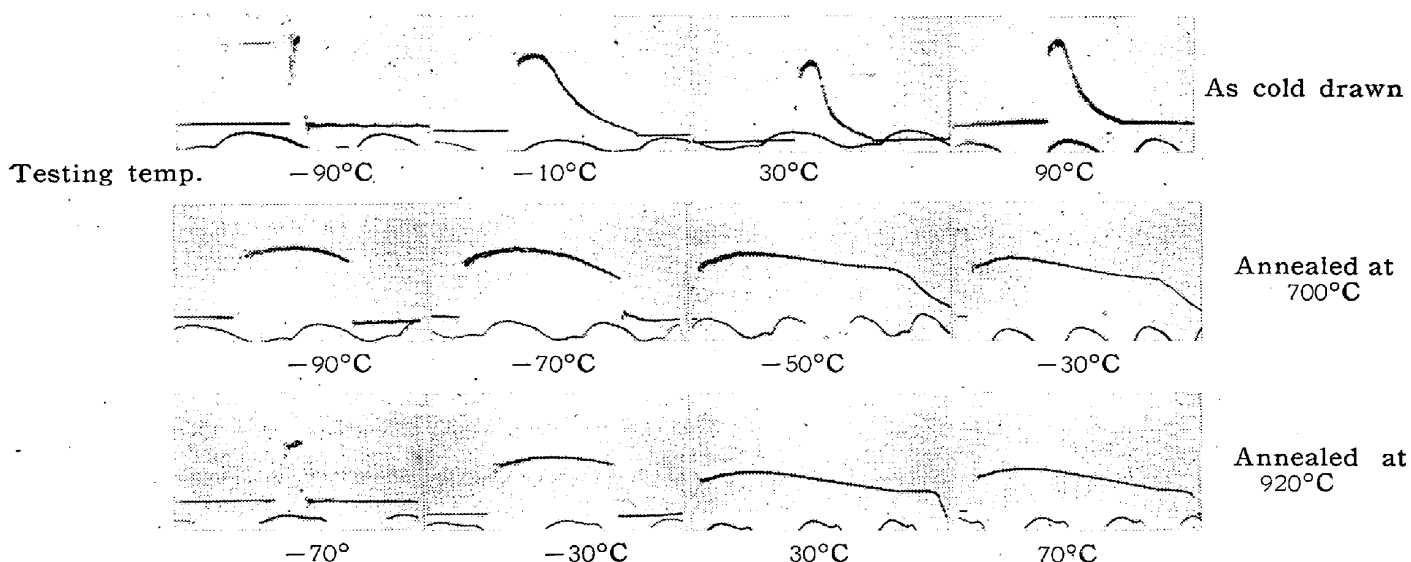


Photo. 1. Load-time curves for the specimens of the as cold-drawn state and states as annealed at 700°C and 920°C . Time mark: 1/300 s.

から温度の降下とともに次第に上昇し始め吸収エネルギーが -70°C より減少するのに対応して最大荷重は急激に上昇し極大を示してのちふたたび降下の傾向を示す。 (-90°C)。かかる低温における試片はほとんど塑性変形を示すことなくクラックの発生、伝播で破壊するので塑性変形に伴う加工硬化がみられず荷重が小となる⁵⁾。Photo. 1 に荷重—時間曲線を示す。荷重—時間曲線よりクラック発生の試験温度を求めると Fig. 3 に示したごとく -30°C で吸収エネルギーの低下し始める点荷重の増加し始める点に一致する。このように荷重—時間曲線は脆性破壊の発生の様子をきわめて明瞭に認めることができたがつてこの脆性破壊発生の試験温度を遷移温度として定義すれば冷間加工試片の遷移温度は -30°C であることが知られる。

700°C 焼鈍試片は加工試片に比べ全般的に吸収エネル

よつては高温側に移る。遷移温度の変化は $700^{\circ}\text{C}\sim 800^{\circ}\text{C}$ 焼鈍で高温へのいちじるしい移行を示し 920°C 以上の焼鈍での遷移温度上昇はわずかでこれは結晶粒度の粗大化に起因する。焼準試片は変態点以上で焼鈍した試片と同等の遷移温度を示す。

(2) 焼準試片を焼入れした状態

焼準試片を 700°C , 800°C , 920°C の各温度に 1 時間保持したのち水焼入れした直後の試片を焼準試片と比較して Fig. 4 に試験温度対吸収エネルギーおよび最大荷重の関係を示す。Photo. 2 は焼準試片と 920°C 焼入試片についての荷重—時間曲線の例である。 700°C 焼入はつぎの実験結果とまとめ Photo. 3 に示す。 700°C までの焼入では焼準試片に比べ遷移温度、吸収エネルギー曲線の形および最大荷重曲線の変化傾向の何れも変っていない。 700°C 焼入によつて地鉄の炭素含有量が増加してい

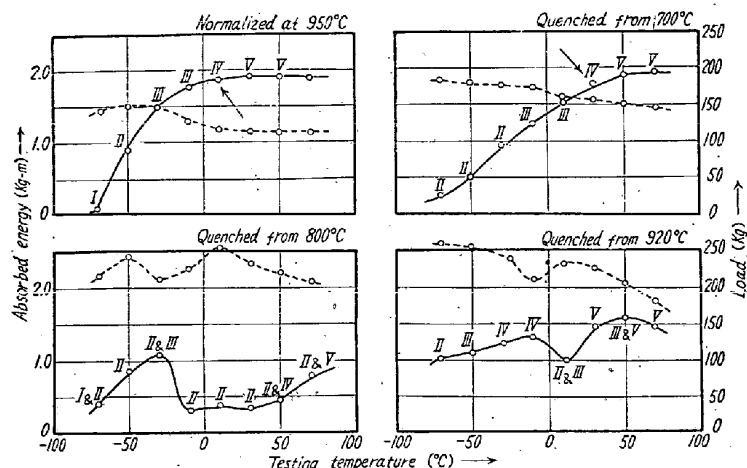


Fig. 4. Variation of testing temperature v.s. absorbed energy and maximum load curves with quenching.

— Absorbed energy, ----- Maximum load.

Arrows show the initiation of cracks.

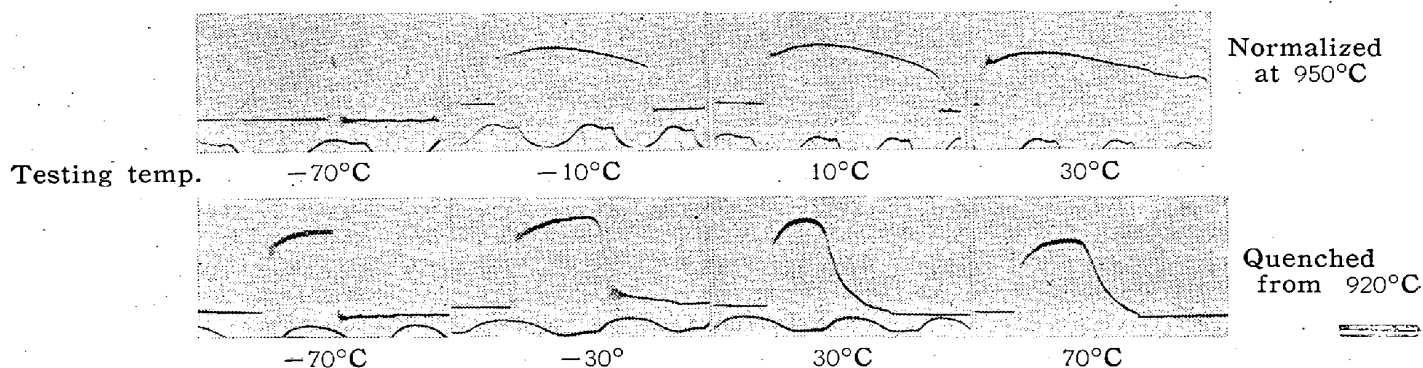


Photo. 2. Load-time curves for the specimens of the states normalized at 950°C and quenched from 920°C. Time mark: 1/300 s.

るから最大荷重は焼準試片より約 40 kg (20%) 大きくなっている。800°C 焼入れは地鉄とマルテンサイトの混合組織をねらったもので最大荷重の値はさらに高い。吸収エネルギーは散乱がいちじるしくかつ低い。920°C 焼入ではほとんど全部がマルテンサイトになることをねらったものであるが 800°C 焼入の場合とほぼ同様の結果を示している。値の散乱が同様であるのは未だ十分均一組織でなかったためである。かかる状態の試片では明瞭な遷移温度を示さない。変態点以上からの焼入 (800, 920°C 焼入) での荷重—時間曲線は加工硬化のいちじるしいことを示している。

(3) 焼入時効硬化状態。

焼準試片を 700°C に 1 時間保持して水焼入した試片を焼入後常温 (約 25°C) 50°C, 100°C に保ち種々なる時間時効硬化せしめ焼入時効による遷移温度の変化を調べた。

(i) 常温時効の結果

焼入後常温に 3, 24, 73 日放置してから衝撃し得た結果を Fig. 5 に示す。焼入直後, 3 日, 73 日時効の荷重—時間曲線の例を Photo. 3 に示す。Fig. 5 から知られるように時効の進行につれて脆化はいちじるしくなり吸収エネルギー曲線は高温側に移りかつ高温側の最高吸収エネルギーが次第に低下する。焼入直後の試片についての遷移温度は 30°C, 3 日時効では 50°C, 24 日時効では 90°C 以上, 73 日時効では 90°C である。最大荷重は時効の進行とともに次第に上昇する。遷移温度の変化および最大荷重の変化の何れも時効初期にいちじるしい。

(ii) 高温時効の結果

常温以上の時効温度として 50°C, 100°C を選びそれぞれ 15~80 分 時効させた。これらの時効せしめた試片の試験温度対吸収エネルギーおよび最大

荷重の関係は焼入状態のそれと誤差の範囲で一致した。すなわち吸収エネルギーの変化からも最大荷重の変化か

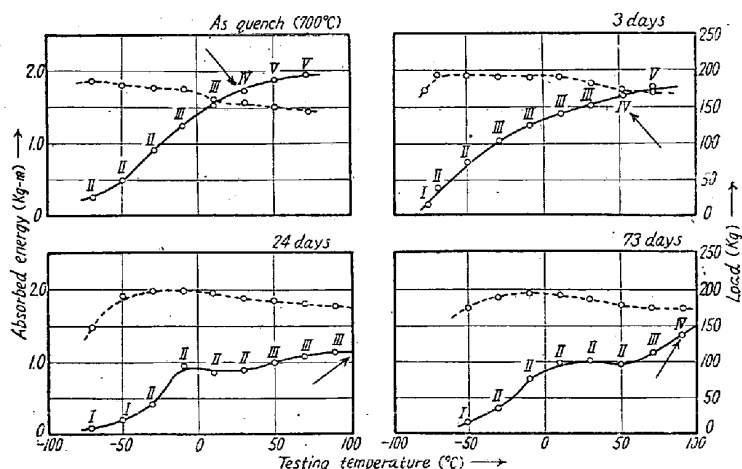


Fig. 5. Variation of testing temperature vs. absorbed energy and maximum load curves with quench-age-hardening at room temperature.

— Absorbed energy, ----- Maximum load.

Arrows show the initiation of cracks.

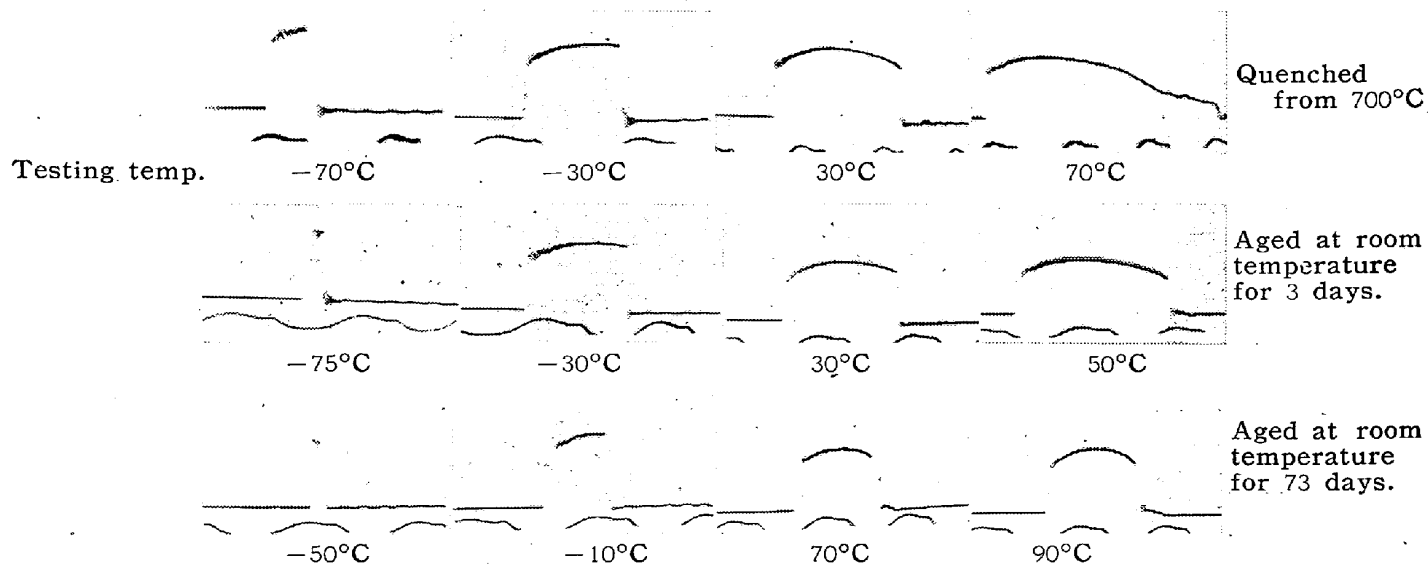


Photo. 3. Load-time curves for the specimens of the states quenched from 700°C and aged at room temperature for 3 and 73 days.

Time mark: 1/300 s.

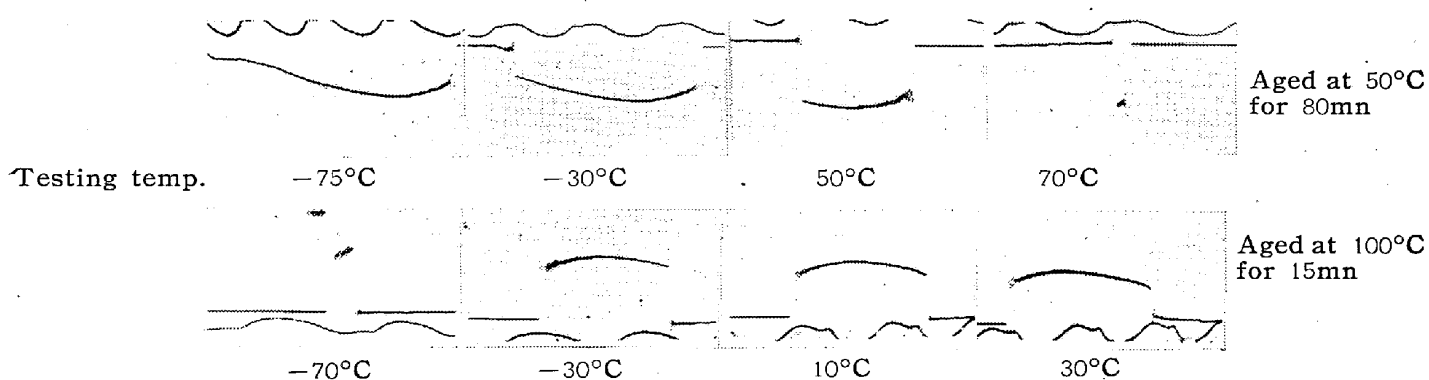


Photo. 4. Load-time curves for the specimens aged 50°C for 80mn and aged at 100°C for 15 mn. Time mark: 1/300 s.

Table 2. Comparison of transition temperatures of aged specimens.

Aging temp.	Aging time	Hardness V.H.N.	Transition temperature	
			Average absorbed-E	Max. temp. at which the crack appeared in load-time curve.
Room temp. (25°C)	As quenched (700°C)	134	-25°C	30°C
	3 days	163	-25 "	50° "
	9 "	183	-20 "	—
	24 "	186	-25 "	>90°C
	73 "	186	-10 "	90° "
50°C	As quenched (700°C)	134	-25°C	30°C
	40mn	163	-35 "	30° "
	60 "	174	-45 "	<50° "
	80 "	183	-45 "	50° "
100°C	As quenched (700°C)	134	-25°C	30°C
	15mn	142	-45 "	30° "
	30 "	153	-25 "	<50° "
	45 "	142	-20 "	—

らも遷移温度の変化を見出せなかつた。しかし上に定義した遷移温度を荷重—時間曲線から求めると Table 2 のごとく時効の進行とともにわずかながら遷移温度の上昇が認められる。このことはわずかの遷移温度の変化を荷重—時間曲線によつて追求できることを示している。

IV. 考 察

以上の実験結果から荷重—時間曲線の形を分類すると Fig. 6 のようになる。すなわち

- I. 塑性変形がほとんどなく完全な脆性破壊。
- II. 塑性変形後加工硬化途上で脆性破壊。
- III. 大きい塑性変形後荷重の低下があつた後脆性破壊
- IV. III の後クラックが一旦停止してそれ以後延性破壊
- V. 完全な延性破壊または破断しない場合。

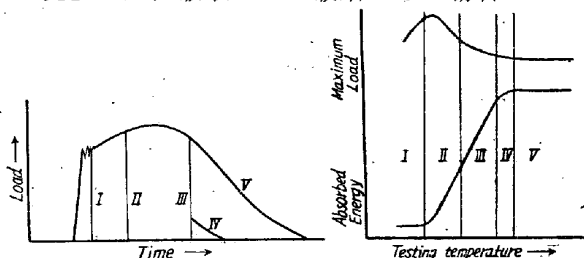


Fig. 6. Five types of the load-time curve.

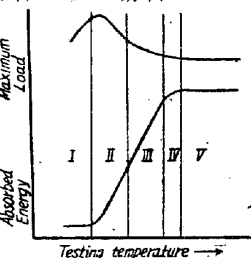


Fig. 7. Testing temperature ranges at which various types of the load-time curve (I~V) appear.

の 5 種類の場合がみられる。それぞれの様式が生じる温度範囲を示すと Fig. 7 のごとくなる。Fig. 3~5 にそれぞれの破壊様式を記入した。

衝撃試験においては遷移温度を定義するのに種々の方法があるが本報告ではすでに最も多く用いられる平均吸収エネルギー—遷移温度とⅣなる破壊様式がはじめて現われる試験温度をもつて定義した遷移温度とを比較した。後者はこれまでの定義であれば $Trs 100$ に相当するが小型試験片は破面観察が困難であるので荷重—時間曲線を求めなくてはこのような定め方はできなかつた。

つぎに荷重—時間曲線から認められた特徴ある事柄はつぎの通りである。

(1) 冷間加工試片の荷重—時間曲線

冷間加工試片ではクラックの停止がいちじるしい。すなわちかなり広範な温度域にわたつて形式Ⅳの破断が起つている。また荷重—時間曲線は始めから破断終了まで全体にわたつて細かい振動の連続が現われておりこれは繊維組織と関連して繊維が一本ずつ切れてゆく現象でないかと想像されそのため細かいクラックが段階的に生じているとも考えられる。

(2) 焼入試片の荷重—時間曲線

焼入試片は荷重—時間曲線に現われる加工硬化がいちじるしい。

(3) 形式Ⅳの荷重—時間曲線

Ⅳの形式の曲線は加工試片では広範な温度域で観察されたが他は出現の試験温度範囲が狭いので現れにくい。

(4) その他

試験温度に対する吸収エネルギーの変化が最も顕著で最大荷重の変化はむしろ小さい。しかし最大荷重は遷移温度範囲で異常増加を示す。低温になるにしたがつて最大荷重が増加することは静的引張試験などの結果から容易に想像されることであるが遷移温度範囲で増加の勾配が大となることはわれわれには未だ説明がつかない。しかし顕著なクラックの発生がこの異常硬化に基づくと考えて差支えないであろう。

V. 総 括

小型シャルピー衝撃試験機の打撃刃に水晶の荷重検出子を設け熱陰極型陰極線オシログラフによつて荷重—時間曲線を求め軟鋼の遷移温度におよぼす加工、熱処理、焼入時効硬化の影響を求めつぎのごとき結果を得た。

(1) 衝撃曲げ試験における破壊様式として 5 種類の分類を行なつた。

(2) 試験温度の低下の際最初にクラックを発生する温度を遷移温度とすることは学問的にも意味があり実用的には大きな安全率を採用することになる。またこのような遷移温度は熱処理に極めて敏感なことを確かめた。

(3) 冷間引抜加工状態では最も特徴のある荷重—時間曲線が得られ特にクラックの進行が段階的に起ることが知られた。

(4) 冷間加工試片を焼鈍すると遷移温度は 700°C 焼鈍ではひくく 800°C 焼鈍で急激に上昇しそれ以上の焼鈍ではわずかに上昇する。

(5) 焼準試片を焼入すると 700°C までの焼入れでは明確な遷移温度を示すが変態点以上からの焼入れでは明瞭な遷移温度を示さず同時に荷重—時間曲線に大きい加工硬化がみられた。

(6) 焼入時効による遷移温度の変化は常温時効の場合が最も顕著であり硬度変化のいちじるしさによく対応している。

(7) 何れの場合も遷移温度範囲で試験温度の低下に伴い最大荷重の異常増加が認められた後顕著なクラック発生によつて最大荷重が低下することが多い。すなわち一般に最大荷重曲線は極大値を有する場合が多い。

(昭和 34 年 11 月寄稿)

文 献

- 1) 山田: 日本機械学会誌, 31 (1928) 420
- 2) 田中, 梅川: 日本金属学会誌, 21 (1957) 221
- 3) S. Ono: Proc. First. Japan Cong. Tests.

Mat. (1958) 98

- 4) 中村: 日本金属学会誌, 21 (1957) 486
- 5) J. H. Hollomon, C. Zener: J. appl. Phys. 17 (1946) 82

軟鋼の静的引張試験に現われる脆性について*

(軟鋼の低温脆性に関する研究—III)

中 西 昭 —**

Fracture Characteristics on Tensile Test of Plain Carbon Mild Steel.

(Study of the cold brittleness of plain carbon mild steel—III)

Shōichi Nakanishi

Synopsis:

The normal tensile specimen and V-notched tensile specimen (so-called Tipper specimen) were cut out from the steel plate and mechanical properties were measured by statical tensile tests at various temperatures.

The results obtained were as follows:

1) The tensile strength of Tipper specimen at low temperature showed the same directionality with rolling direction as V-notched Charpy absorption energy did. It seems to the author that this tendency is one of the characters of brittle fracture.

2) While the elongation of each test piece showed the remarkable directionality in ally with rolling direction, the reduction of area of normal tensile specimens did not. That was, in normal tensile specimen, the plastic deformation which made the steel to be fractured in ductile manner seemed to be constant.

3) Directionality of elongation in Tipper specimen was the same as that of reduction of area. In other words, the plastic deformation that was necessary for brittle fracture of test pieces was mainly due to uniform elongation, not to local elongation.

4) The change of manner of fracture was explained by the modified Orowan-Ludwik curve and strain-hardening factor.

5) The energy of crack propagation was absorbed at the grain boundaries and the fine grain steel (air-cooled specimen) was more ductile than the coarse grain steel (furnace-cooled specimen). But at such high temperature as the cracked initiation resistance was high, directionality of grain size was not effective on the directionality of this resistance.

I. 緒 言

II. 実験方法ならびに結果

静的引張試験において、軟鋼に低温脆性が現われることは切欠試験の場合について Tipper など¹⁾²⁾によつて古くから知られていることである。熱延軟鋼板においてシャルピー衝撃値の方向性と組織との関連性について、第1報³⁾ならびに第2報⁴⁾において述べたが、静的引張試験についても、この関連性が存在するか否かを調査し、かつその結果について、応力—歪曲線より検討を加えた。

1) 実験方法

Table 1 に示すような化学成分を有する 16mm 厚さのセミ・キルド鋼を使用した。

試料作製に先立ち、試料全面に亘つて、超音波探傷を行ない、パイプ未圧着部、ならびにサルファーの強偏析

* 昭和 34 年 4 月本会講演大会にて発表

** 富士製鉄株式会社, 広畑製鉄所, 研究所